

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 11-177175

(43)Date of publication of application : 02.07.1999

(51)Int.Cl.

H01S 3/18

(21)Application number : 09-311272

(71)Applicant : NICHIA CHEM IND LTD

(22)Date of filing : 27.10.1997

(72)Inventor : NAGAHAMA SHINICHI  
NAKAMURA SHUJI

(30)Priority

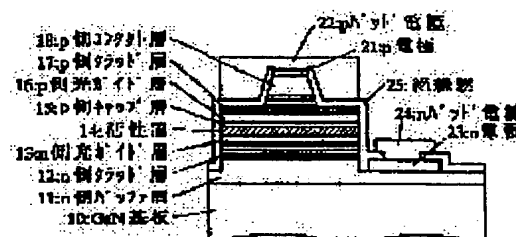
Priority number : 09134210	Priority date : 26.05.1997	Priority country : JP
09244342	09.09.1997	JP
09274438	07.10.1997	JP

## (54) NITRIDE SEMICONDUCTOR DEVICE

## (57)Abstract:

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To realize long-duration nonstop oscillation by decreasing threshold current and voltage of an LD device of nitride semiconductor.

**SOLUTION:** A nitride semiconductor device is made by forming an active layer 14 between a nitride semiconductor layer on an n conductive side and a nitride semiconductor layer on a p conductive side. An n-side distortion superlattice layer 12 is formed by laminating first and second nitride semiconductor layers of different band gap energy and density of impurities in a position at a distance from or in contact with the active layer on the nitride semiconductor layer(s) on the n conductive side and/or the p conductive side.



## LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 15.02.2000

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 3478090

[Date of registration] 03.10.2003

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

## \* NOTICES \*

JP0 and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.\*\*\*\* shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

## CLAIMS

## [Claim(s)]

[Claim 1] A barrier layer is the nitride semiconductor device which it comes to form between the nitride semi-conductor layer by the side of n electric conduction, and the nitride semi-conductor layer by the side of p electric conduction, and sets in the nitride semi-conductor layer by the side of said n electric conduction. The nitride semiconductor device characterized by having the n side distortion super-latticed layer to which it comes to carry out the laminating of the 1st and the 2nd nitride semi-conductor layer from which bandgap energy differs mutually in said barrier layer, the distant location, or the location that touched, and n mold high impurity concentration differs mutually.

[Claim 2] A barrier layer is the nitride semiconductor device which it comes to form between the nitride semi-conductor layer by the side of n electric conduction, and the nitride semi-conductor layer by the side of p electric conduction, and sets in the nitride semi-conductor layer by the side of said p electric conduction. The nitride semiconductor device characterized by having the p side distortion super-latticed layer to which it comes to carry out the laminating of the 3rd and the 4th nitride semi-conductor layer from which bandgap energy differs mutually in said barrier layer, the distant location, or the location that touched, and p mold high impurity concentration differs mutually.

[Claim 3] A barrier layer is the nitride semiconductor device which it comes to form between the nitride semi-conductor layer by the side of n electric conduction, and the nitride semi-conductor layer by the side of p electric conduction, and sets in the nitride semi-conductor layer by the side of said n electric conduction. It has the n side distortion super-latticed layer to which it comes to carry out the laminating of the 1st and the 2nd nitride semi-conductor layer from which bandgap energy differs mutually in said barrier layer, the distant location, or the location that touched, and n mold high impurity concentration differs mutually. The location left with said barrier layer in the nitride semi-conductor layer by the side of said p electric conduction, Or the nitride semiconductor device characterized by having the p side distortion super-latticed layer to which it comes to carry out the laminating of the 3rd and the 4th nitride semi-conductor layer from which bandgap energy differs mutually in the location which touched, and p mold high impurity concentration differs mutually.

[Claim 4] It is the nitride semiconductor device according to claim 1 or 3 which has bandgap energy with said 1st larger nitride semi-conductor layer than said 2nd nitride semi-conductor layer, and larger n mold high impurity concentration than said 2nd nitride semi-conductor layer in said n side distortion super-latticed layer.

[Claim 5] The nitride semiconductor device according to claim 4 which made small n mold high impurity concentration of the part close to said 2nd nitride semi-conductor layer in said 1st nitride semi-conductor layer as compared with the part which is separated from said 2nd nitride semi-conductor layer.

[Claim 6] The nitride semiconductor device according to claim 4 or 5 whose n mold high impurity concentration of the 2nd nitride semi-conductor layer n mold high impurity concentration of said 1st nitride semi-conductor layer is in the range of three to  $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$  of  $1 \times 10^{17}/\text{cm}$ , and is three or less  $1 \times 10^{19}/\text{cm}$ .

[Claim 7] It is the nitride semiconductor device according to claim 1 or 3 which has bandgap energy with said 1st larger nitride semi-conductor layer than said 2nd nitride semi-conductor layer, and n mold high impurity concentration smaller than said 2nd nitride semi-conductor layer in said n side distortion super-latticed layer.

[Claim 8] The nitride semiconductor device according to claim 7 which made small n mold high impurity concentration of the part close to said 1st nitride semi-conductor layer in said 2nd nitride semi-conductor layer as compared with the part which is separated from said 1st nitride semi-conductor layer.

[Claim 9] The nitride semiconductor device according to claim 7 or 8 whose n mold high impurity concentration of said 2nd nitride semi-conductor layer n mold high impurity concentration of said 1st nitride semi-conductor layer is three or less  $1 \times 10^{19}/\text{cm}$ , and is the range of three to  $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$  of  $1 \times 10^{17}/\text{cm}$ .

[Claim 10] It is the nitride semiconductor device of one publication among claims 4-9 which said 1st nitride semi-conductor layer becomes from  $\text{AlYGa1-YN}$  ( $0 < Y < 1$ ), and said 2nd nitride semi-conductor layer becomes from  $\text{InXGa1-XN}$  ( $0 < X < 1$ ).

[Claim 11] The nitride semiconductor device according to claim 10 which said 2nd nitride semi-conductor layer becomes from GaN.

[Claim 12] It is the nitride semiconductor device of one publication among claims 4-9 which said 1st nitride semi-conductor layer becomes from  $\text{AlXGa1-XN}$  ( $0 < X < 1$ ), and said 2nd nitride semi-conductor layer becomes from  $\text{AlYGa1-YN}$  ( $0 < Y < 1$ ,  $X > Y$ ).

[Claim 13] The nitride semiconductor device of any one publication among claims 4-12 by which n mold impurity is not doped by said 1st nitride semi-conductor layer or said 2nd nitride semi-conductor layer.

[Claim 14] It is the nitride semiconductor device according to claim 2 or 3 which has bandgap energy with said 3rd larger

nitride semi-conductor layer than said 4th nitride semi-conductor layer, and larger p mold high impurity concentration than said 4th nitride semi-conductor layer in said p side distortion super-latticed layer.

[Claim 15] The nitride semiconductor device according to claim 14 which made small p mold high impurity concentration of the part close to said 4th nitride semi-conductor layer in said 3rd nitride semi-conductor layer as compared with the part which is separated from said 4th nitride semi-conductor layer.

[Claim 16] The nitride semiconductor device according to claim 11 or 12 whose p mold high impurity concentration of the 4th nitride semi-conductor layer p mold high impurity concentration of said 3rd nitride semi-conductor layer is in the range of three to  $1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$  of  $1 \times 10^{18}/\text{cm}$ , and is three or less  $1 \times 10^{20}/\text{cm}$ .

[Claim 17] It is the nitride semiconductor device according to claim 2 or 3 which has bandgap energy with said 3rd larger nitride semi-conductor layer than said 4th nitride semi-conductor layer, and p mold high impurity concentration smaller than said 4th nitride semi-conductor layer in said p side distortion super-latticed layer.

[Claim 18] The nitride semiconductor device according to claim 17 which made small p mold high impurity concentration of the part close to said 3rd nitride semi-conductor layer in said 4th nitride semi-conductor layer as compared with the part which is separated from said 3rd nitride semi-conductor layer.

[Claim 19] The nitride semiconductor device according to claim 17 or 18 whose p mold high impurity concentration of the 4th nitride semi-conductor layer p mold high impurity concentration of said 3rd nitride semi-conductor layer is three or less  $1 \times 10^{20}/\text{cm}$ , and is the range of three to  $1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$  of  $1 \times 10^{18}/\text{cm}$ .

[Claim 20] It is the nitride semiconductor device of one publication among claims 14-19 which said 3rd nitride semi-conductor layer becomes from  $\text{AlYGa}_{1-\text{Y}}\text{N}$  ( $0 < \text{Y} < 1$ ), and said 4th nitride semi-conductor layer becomes from  $\text{InXGa}_{1-\text{X}}\text{N}$  ( $0 < \text{X} < 1$ ).

[Claim 21] The nitride semiconductor device according to claim 20 which said 4th nitride semi-conductor layer becomes from GaN.

[Claim 22] It is the nitride semiconductor device of one publication among claims 14-19 which said 3rd nitride semi-conductor layer becomes from  $\text{AlXGa}_{1-\text{X}}\text{N}$  ( $0 < \text{X} < 1$ ), and said 4th nitride semi-conductor layer becomes from  $\text{AlYGa}_{1-\text{Y}}\text{N}$  ( $0 < \text{Y} < 1$ ,  $\text{X} > \text{Y}$ ).

[Claim 23] The nitride semiconductor device of any one publication among claims 14-22 by which p mold impurity is not doped by said 3rd nitride semi-conductor layer or said 4th nitride semi-conductor layer.

[Claim 24] In said n side distortion super-latticed layer said 1st nitride semi-conductor layer Have larger bandgap energy than said 2nd nitride semi-conductor layer and larger n mold high impurity concentration than said 2nd nitride semi-conductor layer, and it sets to said p side distortion super-latticed layer. Said 3rd nitride semi-conductor layer is a nitride semiconductor device according to claim 3 which has larger bandgap energy than said 4th nitride semi-conductor layer and larger p mold high impurity concentration than said 4th nitride semi-conductor layer.

[Claim 25] n mold high impurity concentration of said 1st nitride semi-conductor layer is the range of three to  $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$  of  $1 \times 10^{17}/\text{cm}$ . n mold high impurity concentration of the 2nd nitride semi-conductor layer is three or less  $1 \times 10^{19}/\text{cm}$ . The nitride semiconductor device according to claim 24 whose p mold high impurity concentration of said 4th nitride semi-conductor layer p mold high impurity concentration of said 3rd nitride semi-conductor layer is the range of three to  $1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$  of  $1 \times 10^{18}/\text{cm}$ , and is three or less  $1 \times 10^{20}/\text{cm}$ .

[Claim 26] In said n side distortion super-latticed layer said 1st nitride semi-conductor layer Have larger bandgap energy than said 2nd nitride semi-conductor layer and larger n mold high impurity concentration than said 2nd nitride semi-conductor layer, and it sets to said p side distortion super-latticed layer. Said 3rd nitride semi-conductor layer is a nitride semiconductor device according to claim 3 which has larger bandgap energy than said 4th nitride semi-conductor layer and p mold high impurity concentration smaller than said 4th nitride semi-conductor layer.

[Claim 27] n mold high impurity concentration of said 1st nitride semi-conductor layer is the range of three to  $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$  of  $1 \times 10^{17}/\text{cm}$ . n mold high impurity concentration of the 2nd nitride semi-conductor layer is three or less  $1 \times 10^{19}/\text{cm}$ . the nitride semiconductor device according to claim 26 whose p mold high impurity concentration of the 4th nitride semi-conductor layer p mold high impurity concentration of said 3rd nitride semi-conductor layer is three or less  $1 \times 10^{20}/\text{cm}$ , it is alike, and is and is the range of three to  $1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$  of  $1 \times 10^{18}/\text{cm}$ .

[Claim 28] In said n side distortion super-latticed layer said 1st nitride semi-conductor layer Have larger bandgap energy than said 2nd nitride semi-conductor layer and n mold high impurity concentration smaller than said 2nd nitride semi-conductor layer, and it sets to said p side distortion super-latticed layer. Said 3rd nitride semi-conductor layer is a nitride semiconductor device according to claim 3 which has larger bandgap energy than said 4th nitride semi-conductor layer and larger p mold high impurity concentration than said 4th nitride semi-conductor layer.

[Claim 29] n mold high impurity concentration of said 1st nitride semi-conductor layer is three or less  $1 \times 10^{19}/\text{cm}$ . n mold high impurity concentration of said 2nd nitride semi-conductor layer is the range of three to  $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$  of  $1 \times 10^{17}/\text{cm}$ . The nitride semiconductor device according to claim 28 whose p mold high impurity concentration of said 4th nitride semi-conductor layer p mold high impurity concentration of said 3rd nitride semi-conductor layer is the range of three to  $1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$  of  $1 \times 10^{18}/\text{cm}$ , and is three or less  $1 \times 10^{20}/\text{cm}$ .

[Claim 30] In said n side distortion super-latticed layer said 1st nitride semi-conductor layer Have larger bandgap energy than said 2nd nitride semi-conductor layer and n mold high impurity concentration smaller than said 2nd nitride semi-conductor layer, and it sets to said p side distortion super-latticed layer. Said 3rd nitride semi-conductor layer is a nitride semiconductor device according to claim 3 which has larger bandgap energy than said 4th nitride semi-conductor layer and p mold high impurity concentration smaller than said 4th nitride semi-conductor layer.

[Claim 31] n mold high impurity concentration of said 1st nitride semi-conductor layer is three or less  $1 \times 10^{19}/\text{cm}$ . n mold high impurity concentration of said 2nd nitride semi-conductor layer is the range of three to  $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$  of  $1 \times 10^{17}/\text{cm}$ . the nitride semiconductor device according to claim 30 whose p mold high impurity concentration of the 4th nitride semi-

conductor layer p mold high impurity concentration of said 3rd nitride semi-conductor layer is three or less  $1 \times 10^{20}$  /cm, it is alike, and is in the range of three to  $1 \times 10^{21}$  /cm<sup>3</sup> of  $1 \times 10^{18}$  /cm.

[Claim 32] In said n side distortion super-latticed layer, said 1st nitride semi-conductor layer consists of AlYGa<sub>1</sub>-YN ( $0 < Y < 1$ ), and said 2nd nitride semi-conductor layer consists of InXGa<sub>1</sub>-XN ( $0 < X < 1$ ), and it sets to said p side distortion super-latticed layer. It is the nitride semiconductor device of one publication among claims 24-31 which said 3rd nitride semi-conductor layer becomes from AlYGa<sub>1</sub>-YN ( $0 < Y < 1$ ), and said 4th nitride semi-conductor layer becomes from InXGa<sub>1</sub>-XN ( $0 < X < 1$ ).

[Claim 33] The nitride semiconductor device of one publication among claims 24-31 which said 2nd and 4th nitride semiconductor device becomes from GaN, respectively.

[Claim 34] In said n side distortion super-latticed layer, said 1st nitride semi-conductor layer consists of AlXGa<sub>1</sub>-XN ( $0 < X < 1$ ). Said 2nd nitride semi-conductor layer consists of AlYGa<sub>1</sub>-YN ( $0 < Y < 1$ ,  $X > Y$ ), and is set to said p side distortion super-latticed layer. It is the nitride semiconductor device of one publication among claims 24-31 which said 3rd nitride semi-conductor layer becomes from AlXGa<sub>1</sub>-XN ( $0 < X < 1$ ), and said 4th nitride semi-conductor layer becomes from AlYGa<sub>1</sub>-YN ( $0 < Y < 1$ ,  $X > Y$ ).

[Claim 35] Said 1st nitride semi-conductor layer or said 2nd nitride semi-conductor layer is the nitride semiconductor device of one publication among claims 24-34 which are the undoping layers by which n mold impurity is not doped.

[Claim 36] Said 3rd nitride semi-conductor layer or said 4th nitride semi-conductor layer is the nitride semiconductor device of one publication among claims 24-34 which are the undoping layers by which p mold impurity is not doped.

[Claim 37] The nitride semiconductor device of any one publication among claims 1-36 in which said barrier layer contains an InGa<sub>1</sub>N layer.

[Claim 38] The nitride semiconductor device according to claim 37 said whose InGa<sub>1</sub>N layer is a quantum well layer.

[Claim 39] Said nitride semiconductor device is a nitride semiconductor device of any one publication among claims 1-38 said whose barrier layers are the laser oscillation components located between the p side cladding layer and the n side cladding layer and at least whose ones of said p side cladding layer and said n side cladding layers are said n side distortion super-latticed layer or said p side distortion super-latticed layer.

[Claim 40] Said nitride semiconductor device is a nitride semiconductor device according to claim 39 in which it became from the nitride semi-conductor which is a laser oscillation component and contains In between said p side cladding layer and a barrier layer or in either [ at least ] between said p side cladding layer and a barrier layer, or GaN, and the lightguide layer whose high impurity concentration is three or less  $1 \times 10^{19}$  /cm was formed.

[Claim 41] The nitride semiconductor device according to claim 40 in which said lightguide layer has a superstructure.

[Claim 42] The nitride semiconductor device according to claim 40 or 41 whose high impurity concentration of this cap layer the cap layer which has still larger bandgap energy than the well layer and said lightguide layer of said barrier layer between said lightguide layers and barrier layers, and consists of a nitride semi-conductor of 0.1 micrometers or less of thickness is formed, and is three or more  $1 \times 10^{18}$  /cm.

[Claim 43] The nitride semiconductor device according to claim 42 characterized by forming said lightguide layer and said cap layer in p electric conduction side nitride semi-conductor layer side.

[Claim 44] A nitride semi-conductor layer is grown up on the different-species substrate which consists of a different ingredient from a nitride semi-conductor. After forming a protective coat on the this grown-up nitride semi-conductor layer so that the front face of this nitride semi-conductor layer may be exposed partially, The nitride semiconductor device in which the nitride semiconductor device of any one publication among claims 1-43 was formed on the nitride semi-conductor substrate which consists of a nitride semi-conductor layer grown up so that said protective coat might be covered from the exposed nitride semi-conductor layer.

---

[Translation done.]

## \* NOTICES \*

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.\*\*\*\* shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

## DETAILED DESCRIPTION

## [Detailed Description of the Invention]

## [0001]

[Field of the Invention] This invention relates to the component using the nitride semi-conductor ( $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$ ,  $0 \leq x, 0 \leq y, x+y \leq 1$ ) used for electron devices, such as photo detectors, such as light emitting devices, such as LED (light emitting diode), LD (laser diode), or a super luminescent diode (SLD), a solar battery, and a photosensor, or a transistor, and a power device. In addition, it is not shown that X value of those layers and Y value of  $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$  [ general formula  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  used in this specification, ] correspond even if the empirical formula of a nitride semi-conductor layer is only shown and a different layer is shown by the same empirical formula, for example.

## [0002]

[Description of the Prior Art] The nitride semi-conductor was just put in practical use with the full color LED display, the traffic light, etc. as an ingredient of high brightness blue LED and authentic green LED recently. LED used for these various devices has terrorism structure to the double by which the barrier layer of the single quantum well structure (SQW:Single-Quantum-Well) of having the well layer which consists of InGaN, or multiplex quantum well structure (MQW:Multi-Quantum-Well) was sandwiched between n mold nitride semi-conductor layer and p mold nitride semi-conductor layer. Wavelength, such as blue and green, is determined by fluctuating In presentation ratio of an InGaN well layer.

[0003] Moreover, these people announced the 410nm laser oscillation in a room temperature for the first time under pulse current in the world recently using this ingredient [for example, Jpn.J.Appl.Phys.35(1996) L74 and Jpn.J.Appl.Phys.35(1996) L217 grade]. This laser component has terrorism structure to the double which has the barrier layer of multiplex quantum well structure using the well layer which consists of InGaN, is the conditions of 2 microseconds of pulse width, and 2ms of pulse periods, and shows the oscillation of the threshold current of 610mA, and threshold-current consistency 8.7 kA/cm<sup>2</sup>, 410nm. Furthermore, we announced the improved laser component in Appl.Phys.Lett.69 (1996) 1477. This laser component has the structure where the ridge stripe was formed in a part of p mold nitride semi-conductor layer, is 1 microsecond of pulse width, 1ms of pulse periods, and 0.1% of duty ratio, and shows the threshold current of 187mA, and threshold-current consistency the oscillation of 2,410 nm of 3kA/cm. And further, we succeeded also in the continuous oscillation in a room temperature for the first time, and announced. A this [Nikkei electronics December 2, 1996 issue technical news flash, Appl.Phys.Lett.69 (1996) 3034, Appl.Phys.Lett.69 (1996) 4056, etc. and laser] component shows the continuous oscillation of 27 hours in 20 degrees C in threshold-current consistency 3.6 kA/cm<sup>2</sup> and a threshold voltage 5.5V or 1.5mW output. [ for example, ]

## [0004]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] The blue which consists of a nitride semi-conductor, and green LED are forward current ( $I_f$ ) 20mA, and compared with the red LED which forward voltage ( $V_f$ ) becomes from the semi-conductor of those with 3.4V - 3.6V, and a GaAlAs system, more than 2V, since it is high, the further fall of  $V_f$  is desired. Moreover, in LD, the current in a threshold and an electrical potential difference are still high, and in order to carry out long duration continuous oscillation at a room temperature, it is necessary to realize a component with still higher effectiveness for which this threshold current and an electrical potential difference fall.

[0005] If the threshold voltage of a laser component can be reduced and the technique will be applied to an LED component, the fall of  $V_f$  of an LED component can be expected. Therefore, the place made into the purpose of this invention is by reducing the current in the threshold of LD component which mainly consists of a nitride semi-conductor, and an electrical potential difference to realize continuous oscillation of long duration.

## [0006]

[Means for Solving the Problem] In a nitride semiconductor device, by making any one or more semi-conductor layers other than a barrier layer into a distortion superstructure, this invention finds out that the crystallinity of this semi-conductor layer can improve and the electric resistance of this semi-conductor layer can be made low, and is completed. Namely, the 1st nitride semiconductor device of this invention A barrier layer is n electric conduction side (it is hereafter called the n side.). A nitride semi-conductor layer side, p electric conduction side (it is hereafter called the p side.) Are the nitride semiconductor device which it comes to form between nitride semi-conductor layers, and it sets in the nitride semi-conductor layer by the side of said n electric conduction. The 1st and the 2nd nitride semi-conductor layer from which bandgap energy differs mutually in said barrier layer, the distant location, or the location that touched, and n mold high impurity concentration differs mutually are characterized by having the n side distortion super-latticed layer which comes to carry out a laminating. Since the electric resistance of the nitride semi-conductor layer which consisted of superlattice layers can be made small by this, resistance as the whole nitride semi-conductor layer by the side of n

electric conduction can be made small.

[0007] Moreover, a barrier layer is the nitride semiconductor device which it comes to form between the nitride semiconductor layer by the side of n electric conduction, and the nitride semiconductor layer by the side of p electric conduction, and sets the 2nd nitride semiconductor device of this invention in the nitride semiconductor layer by the side of said p electric conduction. The 3rd and the 4th nitride semiconductor layer from which bandgap energy differs mutually in said barrier layer, the distant location, or the location that touched, and p mold high impurity concentration differs mutually are characterized by having the p side distortion super-latticed layer which comes to carry out a laminating. Since the electric resistance of the nitride semiconductor layer which consisted of superlattice layers can be made small by this, resistance as the whole nitride semiconductor layer by the side of p electric conduction can be made small. Here, p electric conduction side shall point out the nitride semiconductor layer between a barrier layer and a positive electrode (p electrode), and n electric conduction side shall point out the nitride semiconductor layer which is in the opposite side p electric conduction side on both sides of a barrier layer. In addition, it cannot be overemphasized that the built-up sequence of the 1st nitride semiconductor layer and the 2nd nitride semiconductor layer and the built-up sequence of the 3rd nitride semiconductor layer and the 4th nitride semiconductor layer are not asked.

[0008] Furthermore, a barrier layer is the nitride semiconductor device which it comes to form between the nitride semiconductor layer by the side of n electric conduction, and the nitride semiconductor layer by the side of p electric conduction, and sets the 3rd nitride semiconductor device of this invention in the nitride semiconductor layer by the side of said n electric conduction. It has the n side distortion super-latticed layer to which it comes to carry out the laminating of the 1st and the 2nd nitride semiconductor layer from which bandgap energy differs mutually in said barrier layer, the distant location, or the location that touched, and n mold high impurity concentration differs mutually. In the nitride semiconductor layer by the side of said p electric conduction, the 3rd and the 4th nitride semiconductor layer from which bandgap energy differs mutually in said barrier layer, the distant location, or the location that touched, and p mold high impurity concentration differs mutually are characterized by having the p side distortion super-latticed layer which comes to carry out a laminating. Since the electric resistance of the nitride semiconductor layer which consisted of superlattice layers can be made small by this, resistance as the whole nitride semiconductor layer by the side of n electric conduction and p electric conduction can be made small.

[0009] In the 1st of this invention, or the 3rd nitride semiconductor device, the n side distortion super-latticed layer will be formed as at least one sort of layers of the buffer layer formed in contact with the substrate, the n side contact layer in which n electrode is formed, the n side cladding layer as carrier \*\*\*\*\*, and the n side lightguide layers which guide luminescence of a barrier layer, if it is a light emitting device and an optoelectric transducer like a photo detector. In the 2nd or 3rd nitride semiconductor device, the p side distortion super-latticed layer is formed as at least one sort of layers of the p side contact layer in which p electrode is formed, the p side cladding layer as carrier \*\*\*\*\*, and the p side lightguide layers which guide luminescence of a barrier layer.

[0010] In the 1st of this invention, and the 3rd nitride semiconductor device, in a superlattice layer, high impurity concentration of the 1st nitride semiconductor layer with big bandgap energy may be enlarged as compared with the high impurity concentration of the 2nd nitride semiconductor layer with small bandgap energy, and you may make it small. Since high impurity concentration can move the carrier which was made to generate a carrier in the 1st nitride semiconductor layer with big bandgap energy, could pour into the 2nd nitride semiconductor layer with small bandgap energy, and was poured in in the 2nd small nitride semiconductor layer with large mobility when high impurity concentration of said 1st nitride semiconductor layer is enlarged as compared with the high impurity concentration of the 2nd nitride semiconductor layer, the electric resistance of a superlattice layer can be made small. Here, in this specification, when summarizing and calling the n side distortion super-latticed layer and the p side distortion super-latticed layer, it is only called a superlattice layer as mentioned above.

[0011] When high impurity concentration of said 1st nitride semiconductor layer is enlarged as compared with the high impurity concentration of the 2nd nitride semiconductor layer, moreover, in the 1st nitride semiconductor device The part which approaches the 2nd nitride semiconductor layer in the 1st nitride semiconductor layer of a superlattice layer (it is hereafter called a contiguity part.) It is desirable to make small n mold or p mold high impurity concentration as compared with the part which is separated from the 2nd nitride semiconductor layer. By this, the carrier which moves in the inside of the 2nd nitride semiconductor layer can prevent being scattered about with the impurity of said contiguity part, can make still higher mobility of the 2nd nitride semiconductor layer, and can make the electric resistance of a superlattice layer still lower.

[0012] When many n mold impurities are specifically doped in the 1st nitride semiconductor layer with large bandgap energy in the 1st and 3rd nitride semiconductor device, It is desirable that n mold high impurity concentration of the 1st nitride semiconductor layer is in the range of three to  $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$  of  $1 \times 10^{17}/\text{cm}$ , and n mold high impurity concentration of the 2nd nitride semiconductor layer sets it as three or less  $1 \times 10^{19}/\text{cm}$  smaller than the 1st nitride semiconductor layer. In addition, as for n mold high impurity concentration of the 2nd nitride semiconductor layer with small bandgap energy, it is more desirable that it is three or less  $1 \times 10^{18}/\text{cm}$ , and it is more desirable that it is three or less  $1 \times 10^{17}/\text{cm}$ . That is, from a viewpoint which makes high mobility of the 2nd nitride semiconductor layer, as n mold high impurity concentration of the 2nd nitride semiconductor layer is small, it is good and its condition of not doping an undoping (undope) layer, i.e., an impurity, for the 2nd nitride semiconductor layer intentionally is the most desirable.

[0013] Moreover, when high impurity concentration of said 1st nitride semiconductor layer is made small as compared with the high impurity concentration of the 2nd nitride semiconductor layer, in said 2nd nitride semiconductor layer, it is desirable to make small n mold high impurity concentration of the part close to said 1st nitride semiconductor layer as compared with the part which is separated from said 1st nitride semiconductor layer. Furthermore, when high impurity

concentration of said 1st nitride semi-conductor layer is made small as compared with the high impurity concentration of the 2nd nitride semi-conductor layer,  $n$  mold high impurity concentration of said 1st nitride semi-conductor layer is three or less  $1 \times 10^{19}$  /cm, and it is desirable that  $n$  mold high impurity concentration of said 2nd nitride semi-conductor layer is the range of three to  $1 \times 10^{20}$  /cm<sup>3</sup> of  $1 \times 10^{17}$  /cm. In addition, undoping (undope), i.e., the condition of not doping an impurity intentionally, is most preferably the most desirable [ said 1st nitride semi-conductor layer ] three or less  $1 \times 10^{17}$  /cm still more preferably three or less  $1 \times 10^{18}$  /cm.

[0014] moreover, in the 1st and 3rd nitride semiconductor devices In a superlattice layer, in order to form a crystalline good superlattice layer, an energy band gap forms said 1st nitride semi-conductor layer comparatively by  $\text{AlYGa}_1\text{-YN}$  ( $0 < Y < 1$ ) into which a crystalline good large and layer can be grown up. It is desirable that an energy band gap forms said 2nd nitride semi-conductor layer comparatively by  $\text{InXGa}_1\text{-XN}$  ( $0 \leq X < 1$ ) into which a small crystalline good layer can be grown up.

[0015] Moreover, it is still more desirable that said 2nd nitride semi-conductor layer consists of GaN in a superlattice layer in the 1st and 3rd nitride semiconductor devices. Since said 1st nitride semi-conductor layer ( $\text{AlYGa}_1\text{-YN}$ ) and said 2nd nitride semi-conductor layer (GaN) can be grown up in the same ambient atmosphere by this, it is very advantageous on manufacture of a superlattice layer.

[0016] Moreover, in the 1st and 3rd nitride semiconductor devices, in a superlattice layer, said 1st nitride semi-conductor layer can be formed by  $\text{AlXGa}_1\text{-XN}$  ( $0 < X < 1$ ), and said 2nd nitride semi-conductor layer can also be formed by  $\text{AlYGa}_1\text{-YN}$  ( $0 < Y < 1$ ,  $X > Y$ ).

[0017] Furthermore, in said 1st nitride semi-conductor layer or said 2nd nitride semi-conductor layer, it is still more desirable that  $n$  mold impurity is not doped.

[0018] In the 2nd of this invention, and the 3rd nitride semiconductor device, in a superlattice layer, high impurity concentration of the 3rd nitride semi-conductor layer with big bandgap energy may be enlarged as compared with the high impurity concentration of the 4th nitride semi-conductor layer with small bandgap energy, and you may make it small. Since high impurity concentration can move the carrier which was made to generate a carrier in the 3rd nitride semi-conductor layer with big bandgap energy, could pour into the 4th nitride semi-conductor layer with small bandgap energy, and was poured in in the 4th small nitride semi-conductor layer with large mobility when high impurity concentration of said 3rd nitride semi-conductor layer is enlarged as compared with the high impurity concentration of the 4th nitride semi-conductor layer, the electric resistance of a superlattice layer can be made small.

[0019] moreover, in the 2nd and 3rd nitride semiconductor devices The part which approaches the 4th nitride semi-conductor layer in the 1st nitride semi-conductor layer of a superlattice layer when high impurity concentration of said 3rd nitride semi-conductor layer is enlarged as compared with the high impurity concentration of the 4th nitride semi-conductor layer (it is hereafter called a contiguity part.) It is desirable to make  $p$  mold high impurity concentration small as compared with the part which is separated from the 4th nitride semi-conductor layer. By this, the carrier which moves in the inside of the 4th nitride semi-conductor layer can prevent being scattered about with the impurity of said contiguity part, can make still higher mobility of the 4th nitride semi-conductor layer, and can make the electric resistance of a superlattice layer still lower.

[0020] Moreover, when high impurity concentration of said 3rd nitride semi-conductor layer is enlarged in the 2nd and 3rd nitride semiconductor device as compared with the high impurity concentration of the 4th nitride semi-conductor layer,  $p$  mold high impurity concentration of the 3rd nitride semi-conductor layer with large bandgap energy is in the range of three to  $1 \times 10^{21}$  /cm<sup>3</sup> of  $1 \times 10^{18}$  /cm. It is more desirable that  $p$  mold high impurity concentration of the 4th nitride semi-conductor layer sets it as three or less  $1 \times 10^{20}$  /cm smaller than the high impurity concentration of the 3rd nitride semi-conductor layer. In addition, as for the 4th nitride semi-conductor layer with small bandgap energy, it is more desirable that it is three or less  $1 \times 10^{19}$  /cm, and it is still more desirable that it is three or less  $1 \times 10^{18}$  /cm. That is, from a viewpoint which makes high mobility of the 4th nitride semi-conductor layer, as  $p$  mold high impurity concentration of the 4th nitride semi-conductor layer is small, it is good and its condition of not doping an undoping layer, i.e., an impurity, for the 4th nitride semi-conductor layer intentionally is the most desirable.

[0021] Moreover, in the 2nd and 3rd nitride semiconductor devices, when high impurity concentration of said 3rd nitride semi-conductor layer is made small as compared with the high impurity concentration of the 4th nitride semi-conductor layer, in said 4th nitride semi-conductor layer, it is desirable to make small  $p$  mold high impurity concentration of the part close to said 3rd nitride semi-conductor layer as compared with the part which is separated from said 3rd nitride semi-conductor layer.

[0022] Moreover, in the 2nd and 3rd nitride semiconductor devices, when high impurity concentration of said 3rd nitride semi-conductor layer is made small as compared with the high impurity concentration of the 4th nitride semi-conductor layer,  $p$  mold high impurity concentration of said 3rd nitride semi-conductor layer is three or less  $1 \times 10^{20}$  /cm, and it is desirable that  $p$  mold high impurity concentration of the 4th nitride semi-conductor layer is the range of three to  $1 \times 10^{21}$  /cm<sup>3</sup> of  $1 \times 10^{18}$  /cm. In addition, undoping (undope), i.e., the condition of not doping an impurity intentionally, is still more preferably the most desirable [ said 3rd nitride semi-conductor layer ] most preferably three or less  $1 \times 10^{18}$  /cm three or less  $1 \times 10^{19}$  /cm.

[0023] Moreover, in the 2nd and 3rd nitride semiconductor devices, in order to form a crystalline good superlattice layer, it is desirable for an energy band gap to form said 3rd nitride semi-conductor layer comparatively by  $\text{AlYGa}_1\text{-YN}$  ( $0 < Y < 1$ ) into which a crystalline good large and layer can be grown up, and to form said 4th nitride semi-conductor layer by  $\text{InXGa}_1\text{-XN}$  ( $0 \leq X < 1$ ). As for said 4th nitride semi-conductor layer, consisting of GaN is still more desirable. Since said 3rd nitride semi-conductor layer ( $\text{AlYGa}_1\text{-YN}$ ) and said 4th nitride semi-conductor layer (GaN) can be grown up in the same ambient atmosphere by this, it is very advantageous on manufacture of a superlattice layer.



[0024] Moreover, in the 2nd and 3rd nitride semiconductor devices, said 3rd nitride semi-conductor layer may be formed by  $\text{AlXGa1-XN}$  ( $0 < X < 1$ ), and said 4th nitride semi-conductor layer may be formed by  $\text{AlYGa1-YN}$  ( $0 < Y < 1$ ,  $X > Y$ ).

[0025] Moreover, in the 2nd and 3rd nitride semiconductor devices, it is desirable in said 3rd nitride semi-conductor layer or said 4th nitride semi-conductor layer that p mold impurity is not doped.

[0026] The bandgap energy of said 1st nitride semi-conductor layer is [ in / at the 3rd nitride semiconductor device / said n side distortion super-latticed layer ] larger than the bandgap energy of said 2nd nitride semi-conductor layer. And n mold high impurity concentration of said 1st nitride semi-conductor layer is higher than n mold high impurity concentration of said 2nd nitride semi-conductor layer, and, moreover, it sets to said p side distortion super-latticed layer. More greatly than the bandgap energy of said 4th nitride semi-conductor layer, p mold high impurity concentration of said 3rd nitride semi-conductor layer is higher than p mold high impurity concentration of said 4th nitride semi-conductor layer, and the bandgap energy of said 3rd nitride semi-conductor layer can set up. In this case, n mold high impurity concentration of said 1st nitride semi-conductor layer is the range of three to  $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$  of  $1 \times 10^{17}/\text{cm}$ . n mold high impurity concentration of the 2nd nitride semi-conductor layer is three or less  $1 \times 10^{19}/\text{cm}$ . p mold high impurity concentration of said 3rd nitride semi-conductor layer is the range of three to  $1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$  of  $1 \times 10^{18}/\text{cm}$ , and it is desirable that p mold high impurity concentration of said 4th nitride semi-conductor layer is three or less  $1 \times 10^{20}/\text{cm}$ .

[0027] In the 3rd nitride semiconductor device, it sets to said n side distortion super-latticed layer. Moreover, said 1st nitride semi-conductor layer it has larger bandgap energy than said 2nd nitride semi-conductor layer and larger n mold high impurity concentration than said 2nd nitride semi-conductor layer — as — setting up — and — In said p side distortion super-latticed layer Said 3rd nitride semi-conductor layer can be set up so that it may have larger bandgap energy than said 4th nitride semi-conductor layer and p mold high impurity concentration smaller than said 4th nitride semi-conductor layer. In this case, n mold high impurity concentration of said 1st nitride semi-conductor layer is the range of three to  $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$  of  $1 \times 10^{17}/\text{cm}$ . n mold high impurity concentration of the 2nd nitride semi-conductor layer is three or less  $1 \times 10^{19}/\text{cm}$ . p mold high impurity concentration of said 3rd nitride semi-conductor layer is three or less  $1 \times 10^{20}/\text{cm}$ , it is alike, and is and it is desirable that p mold high impurity concentration of the 4th nitride semi-conductor layer is the range of three to  $1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$  of  $1 \times 10^{18}/\text{cm}$ .

[0028] In the 3rd nitride semiconductor device, it sets to said n side distortion super-latticed layer. Moreover, said 1st nitride semi-conductor layer Have larger bandgap energy than said 2nd nitride semi-conductor layer and n mold high impurity concentration smaller than said 2nd nitride semi-conductor layer, and it sets to said p side distortion super-latticed layer. Said 3rd nitride semi-conductor layer can be set up so that it may have larger bandgap energy than said 4th nitride semi-conductor layer and larger p mold high impurity concentration than said 4th nitride semi-conductor layer. In this case, n mold high impurity concentration of said 1st nitride semi-conductor layer is three or less  $1 \times 10^{19}/\text{cm}$ . n mold high impurity concentration of said 2nd nitride semi-conductor layer is the range of three to  $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$  of  $1 \times 10^{17}/\text{cm}$ . p mold high impurity concentration of said 3rd nitride semi-conductor layer is the range of three to  $1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$  of  $1 \times 10^{18}/\text{cm}$ , and it is desirable that p mold high impurity concentration of said 4th nitride semi-conductor layer is three or less  $1 \times 10^{20}/\text{cm}$ .

[0029] In the 3rd nitride semiconductor device, it sets to said n side distortion super-latticed layer. Furthermore, said 1st nitride semi-conductor layer Have larger bandgap energy than said 2nd nitride semi-conductor layer and n mold high impurity concentration smaller than said 2nd nitride semi-conductor layer, and it sets to said p side distortion super-latticed layer. Said 3rd nitride semi-conductor layer can be set up so that it may have larger bandgap energy than said 4th nitride semi-conductor layer and p mold high impurity concentration smaller than said 4th nitride semi-conductor layer. In this case, n mold high impurity concentration of said 1st nitride semi-conductor layer is three or less  $1 \times 10^{19}/\text{cm}$ . n mold high impurity concentration of said 2nd nitride semi-conductor layer is the range of three to  $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$  of  $1 \times 10^{17}/\text{cm}$ . p mold high impurity concentration of said 3rd nitride semi-conductor layer is three or less  $1 \times 10^{20}/\text{cm}$ , and it is desirable that p mold high impurity concentration of the 4th nitride semi-conductor layer is the range of three to  $1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$  of  $1 \times 10^{18}/\text{cm}$ .

[0030] In the 3rd nitride semiconductor device, said 1st nitride semi-conductor layer is formed by  $\text{AlYGa1-YN}$  ( $0 < Y < 1$ ) in said n side distortion super-latticed layer. Form said 2nd nitride semi-conductor layer by  $\text{InXGa1-XN}$  ( $0 < X < 1$ ), and it is set to said p side distortion super-latticed layer. Said 3rd nitride semi-conductor layer can be formed by  $\text{AlYGa1-YN}$  ( $0 < Y < 1$ ), and said 4th nitride semi-conductor layer can be formed by  $\text{InXGa1-XN}$  ( $0 < X < 1$ ). Furthermore, it is desirable that said 2nd and 4th nitride semiconductor device consists of GaN, respectively.

[0031] In the 3rd nitride semiconductor device, said 1st nitride semi-conductor layer is formed by  $\text{AlXGa1-XN}$  ( $0 < X < 1$ ) in said n side distortion super-latticed layer. Form said 2nd nitride semi-conductor layer by  $\text{AlYGa1-YN}$  ( $0 < Y < 1$ ,  $X > Y$ ), and it is set to said p side distortion super-latticed layer. Said 3rd nitride semi-conductor layer can be formed by  $\text{AlXGa1-XN}$  ( $0 < X < 1$ ), and said 4th nitride semi-conductor layer can be formed by  $\text{AlYGa1-YN}$  ( $0 < Y < 1$ ,  $X > Y$ ).

[0032] Furthermore, in the 3rd nitride semiconductor device, it is desirable that it is the undoping layer by which, as for said 1st nitride semi-conductor layer or said 2nd nitride semi-conductor layer, n mold impurity is not doped, and, as for said 3rd nitride semi-conductor layer or said 4th nitride semi-conductor layer, it is desirable that it is the undoping layer by which p mold impurity is not doped.

[0033] moreover, the 1st — the 2nd — it is desirable that said barrier layer contains an InGaN layer in the 3rd nitride semiconductor device, and it is still more desirable that said InGaN layer is a quantum well layer. In addition, said barrier layer may be single quantum well structure, and may be multiplex quantum well structure.

[0034] Moreover, the nitride semiconductor device of one mode concerning this invention is a laser oscillation component to which said barrier layer is located between the p side cladding layer and the n side cladding layer, and at least one of said p side cladding layer and said n side cladding layers is said n side distortion super-latticed layer or said p side



distortion super-lattice layer. This can constitute the low laser oscillation component of a threshold current.

[0035] Moreover, it is desirable that consist of a nitride semi-conductor which contains In between said p side cladding layer and a barrier layer or in either [ at least ] between said p side cladding layer and a barrier layer, or GaN with said laser oscillation component, and the lightguide layer whose high impurity concentration is three or less  $1 \times 10^{19}$  -/cm is formed. Since the rate of the absorption of light generated in said barrier layer is low, this lightguide layer has carrying out [ little ] extinction of the luminescence of a barrier layer, and can realize the laser component which can be oscillated by low interest profit. In order to make the rate of the absorption of light low in this invention, as for the high impurity concentration of said lightguide layer, it is more desirable that it is three or less  $1 \times 10^{18}$  -/cm, it is still more desirable that it is three or less  $1 \times 10^{17}$  -/cm, and it is most desirable that it is undoping. In addition, said lightguide layer may be made into a superstructure.

[0036] Furthermore, it is desirable that the cap layer which has larger bandgap energy than the bandgap energy of the well layer of a barrier layer and said lightguide layer and which consists of a nitride semi-conductor of 0.1 micrometers or less of thickness is formed between said lightguide layers and barrier layers, and, as for the high impurity concentration of the cap layer, it is desirable to set it as three or more  $1 \times 10^{18}$  -/cm. Thus, leakage current can be lessened by forming said big cap layer of bandgap energy. If this lightguide layer and a cap layer are formed in p electric conduction side nitride semi-conductor layer side, they are more effective.

[0037] moreover, this invention — setting — the 1- the 3rd nitride semiconductor device A nitride semi-conductor layer is grown up on the different-species substrate which consists of a different ingredient from a nitride semi-conductor. After forming a protective coat on the this grown-up nitride semi-conductor layer so that the front face of this nitride semi-conductor layer may be exposed partially, it is desirable to form on the nitride semi-conductor substrate which consists of a nitride semi-conductor which grew so that said protective coat might be covered from the exposed nitride semi-conductor layer. this — the 1- since each class of the 3rd nitride semiconductor device can be formed with sufficient crystallinity, the nitride semiconductor device which has the outstanding property can be formed. In the invention in this application, this different-species substrate and a protective coat may leave as a substrate the nitride (or carried out) semi-conductor layer in which the nitride semiconductor device was formed, and may remove it before component growth or after component growth.

[0038]

[Embodiment of the Invention] Drawing 1 is the typical sectional view showing the structure of the nitride semiconductor device of 1 operation gestalt concerning this invention. The nitride semiconductor device of this operation gestalt is a laser component (therefore, only henceforth the laser component of an operation gestalt) of the electrode stripe mold which makes a barrier layer end face a resonance side, and drawing 1 shows typically the cross section at the time of cutting a component in a direction perpendicular to the resonance direction of a laser beam. Hereafter, the operation gestalt of this invention is explained with reference to drawing 1.

[0039] First, in drawing 1, each sign shows the following. 10 grew for example, shows the GaN substrate of 10 micrometers or more of thickness on the substrate which consists of ingredients, such as the different-species substrate which consists of a different ingredient from a nitride semi-conductor, for example, sapphire, a spinel, SiC and Si, GaAs, and ZnO. In addition, as shown in drawing 1, after a different-species substrate forms the GaN substrate 10, it may be removed, and it may be used without removing, as shown in the example mentioned later ( drawing 4 ). 11 shows the buffer layer which consists of an Si dope n mold GaN, and the \*\* n side contact layer. The n side cladding layer of the superstructure to which 12 is in the location distant from the barrier layer, for example, it comes to carry out the 100-layer laminating of Si dope n mold aluminum0.2Ga0.8N (1st nitride semi-conductor layer) of 40A of thickness and the undoping (undope) GaN layer (2nd nitride semi-conductor layer) of 40A of thickness by turns is shown. 13 is between the n side cladding layer 12 and a barrier layer 14, it has bandgap energy smaller than aluminum0.2Ga0.8N of the n side cladding layer 12, for example, the n side guide layer which consists of undoping GaN is shown. 14 shows the barrier layer of the multiplex quantum well structure of coming by turns to carry out a total of five-layer laminating of three layers of well layers which consist of In0.2Ga0.8N of 30A of thickness, and the barrier layer two-layer which consist of In0.05Ga0.95N which is 30A of thickness with larger bandgap energy than a well layer. 15 is larger than the bandgap energy of the well layer of a barrier layer 14, and is larger than the bandgap energy of the p side lightguide layer 16, for example, shows the p side cap layer which consists of Mg dope p mold aluminum0.3Ga0.7N. Bandgap energy of this p side cap layer 15 is preferably made larger than a nitride semi-conductor layer with the smaller bandgap energy of the p side cladding layer 17 of a superstructure (4th nitride semi-conductor layer). 16 is between the p side cladding layer 17 and a barrier layer 14, it has bandgap energy smaller than aluminum0.2Ga0.8N of the p side cladding layer 17, for example, the p side guide layer which consists of undoping GaN is shown. The p side cladding layer of the superstructure to which 17 is in the location distant from the barrier layer, for example, it comes to carry out the 100-layer laminating of Mg dope p mold aluminum0.2Ga0.8N of 40A of thickness and the undoping (undope) GaN layer of 40A of thickness by turns is shown. 18 has bandgap energy smaller than aluminum0.2Ga0.8N of the p side cladding layer 17, for example, shows the p side contact layer which consists of a Mg dope GaN.

[0040] thus, the p side contact layer 18 which the laser component of the operation gestalt of this invention has the structure where the laminating of each above-mentioned nitride semi-conductor layers 11-18 was carried out on the GaN substrate 10, a stripe ridge is formed and the nitride semi-conductor layer of the p side cladding layer 17 to a top has in the ridge outermost surface — the p electrode 21 is mostly formed in the whole surface. On the other hand, it is etched from the nitride semi-conductor layer upper part, and the n electrode 23 is formed in the front face of the exposed n side buffer layer 11. With the gestalt of this operation, although the n electrode 23 is formed in the front face of the n side buffer layer 11, since the GaN substrate 10 is used as a substrate, even the GaN substrate 10 can etch the part which

forms n electrode, the front face of the GaN substrate 10 can be exposed, and it can also consider as the structure of forming n electrode in the front face of the exposed GaN substrate 10, and preparing p electrode and n electrode in the same field side. Moreover, the insulator layer 25 which consists of SiO<sub>2</sub> is formed in the nitride semi-conductor front face exposed between the n electrode 23 and the p electrode 21, and p pad electrode 22 and n pad electrode 24 are formed in it as an object for bondings through the window part of the insulator layer 25, respectively. In addition, as stated also in advance, in this specification, the nitride semi-conductor layer between a barrier layer and p electrode is not concerned with the conductivity type of a nitride semi-conductor layer, but is called p side nitride semi-conductor layer, names [ it names generically, and ] generically the nitride semi-conductor layer between the barrier layer and GaN substrate 10, and calls it the n side nitride semi-conductor layer.

[0041] With the laser component of the operation gestalt of this invention, the laminating of the 1st nitride semi-conductor layer with big bandgap energy and the 2nd nitride semi-conductor layer with bandgap energy smaller than the 1st nitride semi-conductor layer is carried out to the location left with the barrier layer 14 in the n side nitride semi-conductor layer in the lower part of a barrier layer 14 shown in drawing 1, and it has the n side cladding layer 12 of the superstructure from which high impurity concentration differs mutually. 100Å or less of 70Å or less of thickness of the 1st nitride semi-conductor layer which constitutes a superlattice layer, and the 2nd nitride semi-conductor layer is most preferably adjusted to 10-40Å thickness still more preferably. When thicker than 100Å, the 1st nitride semi-conductor layer and the 2nd nitride semi-conductor layer serve as thickness beyond an elastic distortion limitation, and it is in the inclination for a very small crack or a crystal defect to tend to enter into the film. Although not to limit especially the minimum of the thickness of the 1st nitride semi-conductor layer and the 2nd nitride semi-conductor layer but what is necessary is just one or more atomic layers in this invention, 10Å or more is the most desirable as mentioned above. Make it still the nitride semi-conductor which contains aluminum at least, and more desirable [ the 1st nitride semi-conductor layer ] for Al<sub>X</sub>Ga<sub>1-X</sub>N (0 < X < 1) to grow preferably. On the other hand, although what kind of thing may be used as long as the 2nd nitride semi-conductor is a nitride semi-conductor with bandgap energy smaller than the 1st nitride semi-conductor, mixed crystal and the nitride semi-conductor of 3 yuan mixed crystal are easy to grow up 2 yuan like [ it is desirable and ] Al<sub>Y</sub>Ga<sub>1-Y</sub>N (0 < Y < 1, X > Y) and In<sub>Z</sub>Ga<sub>1-Z</sub>N (0 < Z < 1), and a crystalline good thing is easy to be obtained. the purpose which obtains especially the superlattice which set the 1st nitride semi-conductor to Al<sub>X</sub>Ga<sub>1-X</sub>N (0 < X < 1) which does not contain In and Ga, set the 2nd nitride semi-conductor to In<sub>Z</sub>Ga<sub>1-Z</sub>N (0 < Z < 1) which does not contain aluminum, and was excellent in crystallinity especially preferably also in it — it is — aluminum mixed-crystal ratio (Y value) — 0.3 or less Al<sub>X</sub>Ga<sub>1-X</sub> — the combination of XN (0 < X < 0.3) and GaN is the most desirable.

[0042] Moreover, when the 1st nitride semi-conductor is formed using Al<sub>X</sub>Ga<sub>1-X</sub>N (0 < X < 1) and the 2nd nitride semi-conductor is formed using GaN, it has the advantage which was excellent on the following manufactures. That is, in formation of the Al<sub>X</sub>Ga<sub>1-X</sub>N (0 < X < 1) layer by the organic metal gas layer grown method (MOCVD), and a GaN layer, any layer can be grown up in the same H<sub>2</sub> ambient atmosphere. Therefore, a superlattice layer can be formed by growing up an Al<sub>X</sub>Ga<sub>1-X</sub>N (0 < X < 1) layer and a GaN layer by turns, without changing an ambient atmosphere. This is an advantage very big when manufacturing the superlattice layer which needs to carry out the laminating of several ten to several 100 layers, and needs to form them.

[0043] When forming a cladding layer as an optical confinement layer and a carrier confining layer, it is necessary to grow up a nitride semi-conductor with larger bandgap energy than the well layer of a barrier layer. It is the high nitride semi-conductor of the big nitride semi-conductor layer of bandgap energy, i.e., aluminum mixed-crystal ratio. In the former, if the high nitride semi-conductor of aluminum mixed-crystal ratio was grown up with a thick film, since a crack would become easy to enter, crystal growth was very difficult. however, the AlGaN layer as 1st nitride semi-conductor layer which constitutes a superlattice layer if it is made a superlattice layer like this invention — some of aluminum mixed-crystal ratios — since it is made to grow up by the thickness below elastic criticality thickness also as a high layer, a crack cannot enter easily. Therefore, since the high layer of aluminum mixed-crystal ratio can be grown up with sufficient crystallinity in this invention, the high cladding layer of optical confinement and a carrier locked-in effect can be formed, and Vf (forward voltage) can be reduced in threshold voltage and an LED component with a laser component.

[0044] Furthermore, with the laser component of the gestalt of operation concerning this invention, it sets up so that n mold high impurity concentration of the 1st nitride semi-conductor layer of this n side cladding layer 12 and the 2nd nitride semi-conductor layer may differ mutually. This is called the so-called modulation dope, and if it is small in n mold high impurity concentration of one layer and dopes in another layer at high concentration as a condition (undoping) which does not dope an impurity preferably, it can reduce threshold voltage, Vf, etc. It is because this can form a superlattice layer while carrier concentration has been high when the mobility of the layer becomes large and the layer of high concentration [ high impurity concentration ] also exists in coincidence by making a layer with low high impurity concentration exist in a superlattice layer. That is, when a layer with high mobility with low high impurity concentration and a layer with large carrier concentration with high high impurity concentration exist in coincidence, carrier concentration is large, and since a layer also with large mobility turns into a cladding layer, it is guessed that threshold voltage and Vf fall.

[0045] When an impurity is doped in the big nitride semi-conductor layer of bandgap energy at high concentration, two dimensional electron gas can be done by this modulation dope between a high high-impurity-concentration layer and a low high-impurity-concentration layer, and it is guessed that resistivity falls under the effect of this two dimensional electron gas. For example, in the superlattice layer which carried out the laminating of the large nitride semi-conductor layer of the band gap by which n mold impurity was doped, and the nitride semi-conductor layer of undoping with a small band gap, by the heterojunction interface of the layer which added n mold impurity, and the layer of undoping, a barrier layer side depletion-zones and an electron (two dimensional electron gas) is accumulated in the interface before and behind the thickness by the side of the small layer of a band gap. In order not to receive dispersion by the impurity when an electron

runs since this two dimensional electron gas turns on a small band gap side, the mobility of the electron of superlattice becomes high and resistivity falls. In addition, it is guessed that the modulation dope by the side of p is similarly depended on the effect of 2-dimensional electron hole gas. Moreover, in the case of p layers, as compared with GaN, resistivity of AlGaIn is high. Then, when a component is produced since the substantial resistivity of a superlattice layer falls in order for resistivity to fall to the direction of AlGaIn by doping many p mold impurities, it is guessed that it is in the inclination for a threshold to fall.

[0046] On the other hand, when an impurity is doped in the small nitride semi-conductor layer of bandgap energy at high concentration, it is guessed that there are the following operations. For example, when Mg is doped with tales doses in an AlGaIn layer and a GaN layer, the depth of the acceptor level of Mg is large and the rate of activation is small in an AlGaIn layer. On the other hand, the depth of the acceptor level of a GaN layer is shallow compared with an AlGaIn layer, and the rate of activation of Mg is high. For example, even if it dopes Mg  $1 \times 10^{20}$  /cm<sup>3</sup>, by AlGaIn, only about three  $1 \times 10^{17}$  /cm carrier concentration is obtained to being about three  $1 \times 10^{18}$  /cm carrier concentration in GaN. So, in this invention, the superlattice of high carrier concentration is obtained by considering as superlattice by AlGaIn/GaN and doping many impurities to the direction which is the GaN layer from which high carrier concentration is obtained. And since it is considering as superlattice, in order that a carrier may move an AlGaIn layer with little high impurity concentration by the tunnel effect, substantially, a carrier does not receive an operation of an AlGaIn layer but an AlGaIn layer acts as a high cladding layer of bandgap energy. Therefore, even if it dopes many impurities in the nitride semi-conductor layer of the one where bandgap energy is small, it is very effective when reducing the threshold of a laser component and an LED component. In addition, although this explanation explained the example which forms superlattice in p type layer side, when forming superlattice in a n layer side, there is same effectiveness.

[0047] the case where bandgap energy dopes many n mold impurities in the 1st large nitride semi-conductor layer — as the desirable amount of dopes to the 1st nitride semi-conductor layer — three to  $1 \times 10^{20}$  /cm<sup>3</sup> of  $1 \times 10^{17}$  /cm — it adjusts to the range of three to  $5 \times 10^{19}$  /cm<sup>3</sup> of  $1 \times 10^{18}$  /cm still more preferably. When fewer than  $1 \times 10^{17}$  /cm<sup>3</sup>, a difference with the 2nd nitride semi-conductor layer decreases, and it is in the inclination for a layer with large carrier concentration to be hard to be obtained, and when [ than  $1 \times 10^{20}$  /cm<sup>3</sup> ] more, it is in the inclination for the leakage current of the component itself to tend to increase. On the other hand, 1/10 or more little more desirable one of n mold high impurity concentration of the 2nd nitride semi-conductor layer is [ that what is necessary is just fewer than the 1st nitride semi-conductor layer ] desirable. If it is undoping most preferably, a layer with the highest mobility will be obtained, but since thickness is thin, there is an n mold impurity diffused from a 1st nitride semi-conductor side, and the amount has three or less desirable  $1 \times 10^{19}$  /cm. as n mold impurity — the [ , such as Si, germanium, Se, S, and O, / periodic table ] — an IVB group and a VIB group element are chosen and let Si, germanium, and S be n mold impurities preferably. This operation is also the same as when bandgap energy dopes n mold impurity few in the 1st large nitride semi-conductor layer and dopes many n mold impurities in the 2nd nitride semi-conductor layer with small bandgap energy.

[0048] Moreover, with the laser component of the gestalt of operation of this invention, it has the p side cladding layer 17 of the superstructure from which it comes to carry out the laminating of the 3rd nitride semi-conductor layer with big bandgap energy, and the 4th nitride semi-conductor layer with bandgap energy smaller than the 3rd nitride semi-conductor layer to the location left with the barrier layer 14 in the p side nitride semi-conductor layer in the upper part of a barrier layer 14 shown in drawing 1 , and mutual high impurity concentration differs. 100A or less of 70A or less of thickness of the 3rd and 4th nitride semi-conductor layer which constitutes the superlattice layer of this p side cladding layer 17 as well as the n side cladding layer 12 is most preferably adjusted to 10-40A thickness still more preferably. Similarly, as for the 3rd nitride semi-conductor layer, it is desirable the nitride semi-conductor which contains aluminum at least, and to grow up Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N (0 < x <= 1) preferably, and, as for the 4th nitride semi-conductor, it is desirable to grow up mixed crystal and the nitride semi-conductor of 3 yuan mixed crystal of 2 yuan like [ it is desirable and ] Al<sub>y</sub>Ga<sub>1-y</sub>N (0 <= y < 1, x > y) and In<sub>z</sub>Ga<sub>1-z</sub>N (0 <= z <= 1).

[0049] Although the superstructure of the operation given to a laser component is the same as that of an operation of the n side cladding layer 12 if the p side cladding layer 17 is made into a superstructure, in addition to the case where it forms in a n more layer side, there are the following operations. That is, compared with n mold nitride semi-conductor, resistivity is usually high [ p mold nitride semi-conductor ] double or more figures. Therefore, by forming a superlattice layer in a p layer side, the effectiveness which makes threshold voltage low shows up notably. If it explains in detail, it is known that a nitride semi-conductor is a semi-conductor with which p mold crystal is very hard to be obtained. In order to obtain p mold crystal, annealing of the nitride semi-conductor layer which doped p mold impurity is carried out, and the technique of removing hydrogen is known (patent No. 2540791). However, even if it says that p mold was obtained, the several or more ohm-cm resistivity exists. Then, since crystallinity becomes good and resistivity falls single or more figures by using this p type layer as a superlattice layer, threshold voltage can be made low.

[0050] p mold high impurity concentration of the 3rd nitride semi-conductor layer of the p side cladding layer 17 and the 4th nitride semi-conductor layer differs, it is large in the high impurity concentration of one layer, and high impurity concentration of another layer is made small. If p mold high impurity concentration in the direction of the 3rd nitride semi-conductor layer with big bandgap energy is enlarged, it is small and 4th p mold high impurity concentration with small bandgap energy is undoping preferably like the n side cladding layer 12, threshold voltage, V<sub>f</sub>, etc. can be reduced. Moreover, the reverse configuration is also possible. That is, p mold high impurity concentration of the 3rd nitride semi-conductor layer with big bandgap energy may be made small, and p mold high impurity concentration of the 4th nitride semi-conductor layer with small bandgap energy may be enlarged. A reason is as having stated previously.

[0051] as the desirable amount of dopes to the 3rd nitride semi-conductor layer — three to  $1 \times 10^{21}$  /cm<sup>3</sup> of  $1 \times 10^{18}$  /cm — it adjusts to the range of three to  $5 \times 10^{20}$  /cm<sup>3</sup> of  $1 \times 10^{19}$  /cm still more preferably. When fewer than  $1 \times 10^{18}$  /cm<sup>3</sup>, a

difference with the 4th nitride semi-conductor layer decreases similarly, and it is in the inclination for a layer with large carrier concentration to be hard to be obtained similarly, and when [ than  $1 \times 10^{21} \text{--}/\text{cm}^3$  ] more, it is in the inclination for crystallinity to worsen. On the other hand, 1/10 or more little more desirable one of p mold high impurity concentration of the 4th nitride semi-conductor layer is [ that what is necessary is just fewer than the 3rd nitride semi-conductor layer ] desirable. In order to obtain a layer with the highest mobility, considering as undoping is most desirable. Actually, since thickness is thin, it is thought that there is a p mold impurity diffused from a 3rd nitride semi-conductor side, but in order to obtain a good result in the invention in this application, the amount has three or less desirable  $1 \times 10^{20} \text{--}/\text{cm}$ . in addition — as p mold impurity — the [ such as Mg, Zn, calcium, and Be, / periodic table ] — an IIA group and an IIB group element are chosen and let Mg, calcium, etc. be p mold impurities preferably. This operation is also the same as when bandgap energy dopes p mold impurity few in the 3rd large nitride semi-conductor layer and dopes many p mold impurities in the 4th nitride semi-conductor layer with small bandgap energy.

[0052] In the nitride semi-conductor layer which constitutes superlattice further again, the layer in which an impurity is doped by high concentration The high impurity concentration of a semi-conductor layer center section (location distant from the 2nd nitride semi-conductor layer or the 4th nitride semi-conductor layer) is large to the thickness direction respectively. The thing with the small (it undopes preferably) high impurity concentration near the both ends (part close to the 2nd nitride semi-conductor layer or the 4th nitride semi-conductor layer) made like is desirable. Although an electron is taken out to a conduction band as a donor since AlGaIn has doped Si when are explained concretely and a superlattice layer is formed in AlGaIn which doped Si, for example as an n mold impurity, and the GaN layer of undoping, an electron falls to the conduction band of GaN with low potential. Since the donor impurity is not doped during a GaN crystal, dispersion of the carrier by the impurity is not received. Therefore, an electron can move easily in a GaN crystal and the mobility of a substantial electron becomes high. This is similar with the effectiveness of the two dimensional electron gas mentioned above, the substantial mobility of an electronic longitudinal direction becomes high, and resistivity becomes small. Furthermore, in large AlGaIn of bandgap energy, if n mold impurity is doped to the central field comparatively distant from the GaN layer at high concentration, effectiveness will be made still more greatly. That is, the electron which passes the part near an AlGaIn layer among the electrons which move in the inside of GaN receives somewhat dispersion of n mold impurity ion (Si in this case) in the part close to the GaN layer in an AlGaIn layer. However, if the part close to a GaN layer is undoping, since the electron which passes the part near an AlGaIn layer will stop being able to receive dispersion of Si easily in an AlGaIn layer as mentioned above, the mobility of an undoping GaN layer improves further. Although operations differ a little, it is desirable for there to be effectiveness which was similar also when superlattice was constituted from the 3rd near p layer nitride semi-conductor layer and the 4th nitride semi-conductor layer, and to dope many p mold impurities to the center-section field of the 3rd nitride semi-conductor layer where bandgap energy is large, and to lessen the part close to the 4th nitride semi-conductor layer, or to consider as undoping. Although the layer which, on the other hand, doped many n mold impurities in the small nitride semi-conductor layer of bandgap energy can also be considered as the configuration of said high impurity concentration, in the superlattice which doped many impurities to the small one of bandgap energy, the effectiveness is in few inclinations.

[0053] As mentioned above, although it explained using the n side cladding layer 12 and the p side cladding layer 17 as a superlattice layer, in addition to this in this invention, a superlattice layer can make a superstructure the n side buffer layer 11 as a contact layer, the n side lightguide layer 13, the p side cap layer 15, the p side lightguide layer 16, and p side contact layer 18 grade. That is, it can consider as a superlattice layer in the layer which is separated from a barrier layer, the layer which touched the barrier layer, and every layer. If the n side buffer layer 11 in which especially n electrode is formed is used as superlattice, effectiveness similar to said HEMT will tend to show up.

[0054] Furthermore, in the laser component of the operation gestalt of this invention, as shown in drawing 1, the n side lightguide layer 13 in which impurity (n mold impurity in this case) concentration was adjusted to three or less  $1 \times 10^{19} \text{--}/\text{cm}$  is formed between the n side cladding layers 12 and barrier layers 14 which consist of a superlattice layer. In this invention, although n mold impurity may spread and enter from other layers also as undoping, if this n side lightguide layer 13 is the three or less  $1 \times 10^{19} \text{--}/\text{cm}$  amount of dopes, it will operate as a lightguide layer and will not spoil the effectiveness of the invention in this application. However, in this invention, as for the high impurity concentration of the n side lightguide layer 13, it is desirable that it is three or less  $1 \times 10^{18} \text{--}/\text{cm}$ , it is still more desirable that it is three or less  $1 \times 10^{17} \text{--}/\text{cm}$ , and it is most desirable that it is undoping. Moreover, as for this n side lightguide layer, it is desirable to constitute from a nitride semi-conductor containing In or GaN.

[0055] Moreover, in the laser component of an operation gestalt, the p side lightguide layer 16 in which impurity (p mold impurity in this case) concentration was adjusted to three or less  $1 \times 10^{19} \text{--}/\text{cm}$  is formed between the p side cladding layers 17 and barrier layers 14 which consist of a superlattice layer. In this invention, although the high impurity concentration of the p side guide layer 16 should just be three or less  $1 \times 10^{19} \text{--}/\text{cm}$ , desirable high impurity concentration is three or less  $1 \times 10^{18} \text{--}/\text{cm}$ , and is most preferably considered as undoping. Although the conductivity of n mold is usually shown when it is undoping in the case of a nitride semi-conductor, any of n or p are sufficient as this invention, and it calls the conductivity type of this p side guide layer 16 the p side lightguide layer irrespective of a conductivity type in this specification. Moreover, in fact, p mold impurity is spread from other layers, and it may go into this p side lightguide layer 16. In addition, it is desirable to also constitute this p side lightguide layer from a nitride semi-conductor containing In or GaN.

[0056] It is as follows a make [ the nitride semi-conductor of undoping / to exist between a barrier layer and a cladding layer ] why is desirable. That is, in the case of a nitride semi-conductor, 360–520nm especially of luminescence of a barrier layer is usually designed for the purpose of 380–450nm. The nitride semi-conductor of undoping has the low rate of the absorption of light which has said wavelength as compared with the nitride semi-conductor which doped n mold

impurity and p mold impurity. Therefore, since it is rare to carry out extinction of the luminescence of a barrier layer by inserting the nitride semi-conductor of undoping between the barrier layer which emits light, and the cladding layer as an optical confinement layer, the laser component oscillated by low interest profit can be realized, and threshold voltage can be made low. In addition, the high impurity concentration of a lightguide layer can check this effectiveness, if it is three or less  $1 \times 10^{19}$  -/cm.

[0057] Therefore, as a desirable combination of this invention, it has the cladding layer which has the superstructure by which the modulation dope of the impurity was carried out in the barrier layer and the distant location, and high impurity concentration is the low light emitting device which has the guide layer of undoping preferably between the cladding layer and barrier layer.

[0058] As a still more desirable mode, by the light emitting device of this invention, the p side cap layer 15 which consists of a nitride semi-conductor of 0.1 micrometers or less of thickness which has larger bandgap energy than the bandgap energy of well layer [ of a barrier layer ] and p side guide layer 16 interface is formed between the p side guide layer 16 and the barrier layer 14, and the high impurity concentration of the p side cap layer is adjusted to three or more  $1 \times 10^{18}$  -/cm. 0.1 micrometers or less of 500A or less of thickness of this p mold cap layer 15 are most preferably adjusted to 300A or less still more preferably. It is because a crack becomes easy to enter into p mold cap layer 15 and a crystalline good nitride semi-conductor layer cannot grow easily, if it is made to grow up by thickness thicker than 0.1 micrometers. Thus, when bandgap energy touches a barrier layer and forms a big layer with a thin film 0.1 micrometers or less, it is in the inclination whose leakage current of a light emitting device decreases. Since it collects in a barrier layer and the probability of the recombination of an electron and an electron hole becomes high with the obstruction of the energy barrier of a cap layer, the electron poured in from the n layer side by this can raise the output of the component itself. Moreover, it is necessary to adjust high impurity concentration to three or more  $1 \times 10^{18}$  -/cm. This cap layer is a layer with comparatively high aluminum mixed-crystal ratio, and the high layer of aluminum mixed-crystal ratio tends to become high resistance. for this reason — if carrier concentration is made high and resistivity is not lowered by doping an impurity — this layer — high — it is because it is in the inclination to become like i layers [ \*\*\*\* ], to become p-i-n structure, and for a current potential property to worsen. In addition, the cap layer in this p side may be formed in the n side. When forming in the n side, even if it dopes n mold impurity, it is not necessary to carry out.

[0059] Since the laser component of the operation gestalt constituted as mentioned above constitutes the n side cladding layer 12 and the p side cladding layer 17 from a superstructure, it can make low the electric resistance of the n side cladding layer 12 and the p side cladding layer 17, and can make threshold voltage low, and, moreover, the laser oscillation of long duration is possible for it. Moreover, with the laser component of this operation gestalt, also besides constituting the n side cladding layer 12 and the p side cladding layer 17 from a superstructure, as mentioned above, various means are provided, and reduction of the further threshold voltage is enabled.

[0060] Although the n side cladding layer 12 and the p side cladding layer 17 were made into the superstructure with the above operation gestalt, this invention is good also considering either not only of this but the n side cladding layers 12 and the p side cladding layers 17 as a superstructure. Even if it makes it be above, threshold voltage can be made low as compared with the conventional example.

[0061] Moreover, although the n side cladding layer 12 and the p side cladding layer 17 were made into the superstructure with the operation gestalt, as for this invention, any one or more of the nitride semi-conductor layers by the side of p not only this but other than n side cladding layer 12 and p side cladding layer 17 and n should just be a superstructure. Even if constituted as mentioned above, threshold voltage can be made low as compared with the conventional example.

[0062] Although the n side cladding layer 12 and the p side cladding layer 17 were made into the superstructure in the laser component with the above operation gestalt, it cannot be overemphasized that this invention is applicable to other nitride semiconductor devices, such as not only this but light emitting diode (LED). By constituting as mentioned above,  $V_f$  (forward voltage) can be lowered with light emitting diode.

[0063]

[Example] Hereafter, the example of this invention is explained in full detail based on drawing 1 and drawing 2. Drawing 2 is the perspective view showing the configuration of the laser component of drawing 1.

[0064] The GaN substrate 10 into which the single crystal which consists of GaN through the buffer layer which consists of GaN on the substrate which consists of [example 1] sapphire (C side) was grown up by 50-micrometer thickness is prepared. This GaN substrate 10 is set in a reaction container, temperature is raised to 1050 degrees C, hydrogen is used for carrier gas, silane gas is used for material gas as ammonia, TMG (trimethylgallium), and impurity gas, and the n side buffer layer 11 which consists of GaN which doped Si  $1 \times 10^{18}$  -/cm<sup>3</sup> on the GaN substrate 10 is grown up by 4-micrometer thickness. This buffer layer acts also as a contact layer for forming n electrode, when the light emitting device of structure like drawing 1 is produced. Furthermore, this n side buffer layer is a buffer layer grown up at an elevated temperature, for example, the buffer layer which grows up GaN, AlN, etc. directly by thickness 0.5 micrometers or less in low temperature 900 degrees C or less on the substrate which consists of sapphire, SiC, and a different ingredient from a nitride semi-conductor object like a spinel is distinguished.

[0065] (n side cladding layer 12= superlattice layer) Then, the 1st layer which consists of n mold aluminum<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>N which doped Si  $1 \times 10^{19}$  -/cm<sup>3</sup> using TMA (trimethylaluminum), TMG, ammonia, and silane gas at 1050 degrees C is grown up by 40A thickness, and the 2nd layer which consists silane gas and TMA of GaN of a stop and undoping continuously is grown up by 40A thickness. and 1st layer + 2nd layer + 1st layer + 2nd layer + ... as — a superlattice layer is constituted, the laminating of every 100 layers is carried out by turns, respectively, and the n side cladding layer 12 which consists of superlattice of the 0.8 micrometers of the total thickness is grown up.

[0066] (n side lightguide layer 13) Then, the n side lightguide layer 13 which consists silane gas of undoping GaN at a stop

and 1050 degrees C is grown up by 0.1-micrometer thickness. As for this n side lightguide layer, it is desirable to act as a lightguide layer of a barrier layer and to grow up GaN and InGa<sub>N</sub>, and it is usually desirable to make it grow up by 200Å - 1 micrometer thickness still more preferably 100Å - 5 micrometers. Moreover, it can also consider as the superlattice layer of undoping of this layer. In considering as a superlattice layer, bandgap energy is larger than a barrier layer, and it makes it smaller than aluminum<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>N of the n side cladding layer.

[0067] (Barrier layer 14) Next, TMG, TMI, and ammonia are used for material gas, and a barrier layer 14 is grown up. A barrier layer 14 holds temperature at 800 degrees C, and grows up the well layer which consists of undoping In<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>N by 25Å thickness. Next, the barrier layer which consists of undoping In<sub>0.01</sub>Ga<sub>0.99</sub>N at the same temperature only by changing the mole ratio of TMI is grown up by 50Å thickness. This actuation is repeated twice and the barrier layer of the multiplex quantum well structure (MQW) of the 175Å of the total thickness which carried out the laminating of the well layer to the last is grown up. Undoping is sufficient as a barrier layer like this example, and it may dope n mold impurity and/or p mold impurity. An impurity may be doped to both a well layer and a barrier layer, and may be doped to either.

[0068] (p side cap layer 15) Next, temperature is raised to 1050 degrees C and the p side cap layer 17 which consists of p mold aluminum<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub>N with larger bandgap energy which doped Mg  $1 \times 10^{20}$  - /cm<sup>3</sup> than the p side lightguide layer 16 is grown up by 300Å thickness using TMG, TMA, ammonia, and Cp<sub>2</sub>Mg (magnesium cyclopentadienyl). It is desirable to form by thickness 10Å or more, although it forms in Atsu 0.1 micrometers or less to roll and especially the minimum of thickness is not limited as this p mold cap layer 15 was described above.

[0069] (p side lightguide layer 16) continuing — Cp<sub>2</sub> — the p side lightguide layer 16 which bandgap energy becomes from the undoping GaN smaller than the p side cap layer 15 at a stop and 1050 degrees C about Mg and TMA is grown up by 0.1-micrometer thickness. As for this layer, it is desirable to act as a lightguide layer of a barrier layer and to make it grow up by GaN and InGa<sub>N</sub> as well as n mold lightguide layer 13. In addition, it can also consider as the superlattice layer which consists of a nitride semi-conductor of undoping of this p side lightguide layer, and a nitride semi-conductor which doped the impurity. In considering as a superlattice layer, bandgap energy is larger than the well layer of a barrier layer, and it makes it smaller than aluminum<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>N of the p side cladding layer.

[0070] (p side cladding layer 17) Then, the 3rd layer which consists of p mold aluminum<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>N which doped Mg  $1 \times 10^{20}$  - /cm<sup>3</sup> at 1050 degrees C is grown up by 40Å thickness, and the 4th layer which consists only TMA of a stop and undoping GaN continuously is grown up by 40Å thickness. And this actuation is repeated 100 times, respectively and the p side cladding layer 17 which consists of a superlattice layer of the 0.8 micrometers of the total thickness is formed.

[0071] (p side contact layer 18) The p side contact layer 18 which finally consists of a p mold GaN which doped Mg  $2 \times 10^{20}$  - /cm<sup>3</sup> on the p side cladding layer 17 at 1050 degrees C is grown up by 150Å thickness. The p side contact layer 18 can be constituted from In<sub>X</sub>Al<sub>Y</sub>Ga<sub>1-X-Y</sub>N (0 ≤ X, 0 ≤ Y, X+Y ≤ 1) of p mold, and GaN which doped Mg preferably, then the p electrode 21 and the most desirable ohmic contact are acquired. Moreover, since the p side cladding layer 17 of the superstructure containing p mold Al<sub>Y</sub>Ga<sub>1-Y</sub>N is touched and the thickness is made thin with 500Å or less by using the small nitride semi-conductor of bandgap energy as the p side contact layer, the carrier concentration of the p side contact layer 18 becomes high substantially, p electrode and desirable OMIKKU are obtained, and the threshold current of a component and an electrical potential difference fall.

[0072] Annealing is performed for the wafer into which the nitride semi-conductor was grown up as mentioned above at 700 degrees C among nitrogen-gas-atmosphere mind in a reaction container, and the layer which doped p mold impurity is made to form into low resistance further.

[0073] As a wafer is picked out from a reaction container after annealing and it is shown in drawing 1, the p side contact layer 18 of the maximum upper layer and the p side cladding layer 17 are etched with an RIE system, and it considers as the ridge configuration which has stripe width of face of 4 micrometers. Thus, by making the layer above a barrier layer into a stripe-like ridge configuration, luminescence of a barrier layer comes to concentrate on the bottom of a stripe ridge, and a threshold falls. It is desirable to make into a ridge configuration the 17 or more p side cladding layers layer which consists especially of a superlattice layer.

[0074] Next, a mask is formed in a ridge front face, it etches in RIE, and the front face of the n side buffer layer 11 is exposed. This exposed n side buffer layer 11 acts also as a contact layer for forming the n electrode 23. In addition, although the n side buffer layer 11 is used as the contact layer in drawing 1, even the GaN substrate 10 can etch and the exposed GaN substrate 10 can also be used as a contact layer.

[0075] Next, the p electrode 21 which consists of nickel and Au is formed in the ridge outermost surface of the p side contact layer 18 in the shape of a stripe. As an ingredient of the p electrode 21 with which the p side contact layer and desirable OMIKKU are obtained, nickel, Pt, Pd, nickel/Au, Pt/Au, Pd/Au, etc. can be mentioned, for example.

[0076] It forms in the front face of the n side buffer layer 11 to which the point, on the other hand, exposed the n electrode 23 which consists of Ti and aluminum in the shape of a stripe. As an ingredient of the n electrode 23 with which the n side buffer layer 11 or the GaN substrate 10, and desirable OMIKKU are obtained, a metal or alloys, such as aluminum, Ti, W, Cu, Zn, Sn, and In, are desirable.

[0077] Next, as shown in drawing 1, the insulator layer 25 which consists of SiO<sub>2</sub> is formed in the front face of the nitride semi-conductor layer exposed between the p electrode 21 and the n electrode 23, and p pad electrode 22 electrically connected with the p electrode 21 through this insulator layer 25 and n pad electrode 24 are formed. This p pad electrode 22 extends the surface area of the substantial p electrode 21, and has wire bonding and the operation which can be made to carry out die bonding in p electrode side. On the other hand, n pad electrode 24 has the operation which prevents peeling of the n electrode 23.

[0078] The wafer which formed n electrode and p electrode as mentioned above is transported to polish equipment, the silicon on sapphire of the side which does not form the nitride semi-conductor is wrapped using a diamond abrasive



material, and thickness of silicon on sapphire is set to 70 micrometers. After wrapping, it polishes 1 micrometer by the still finer abrasive material, a substrate front face is made into the shape of a mirror plane, and metallizing of the whole surface is carried out by Au/Sn.

[0079] Then, the scribe of the Au/Sn side is carried out, cleavage is carried out to the shape of a bar in a direction perpendicular to a stripe-like electrode, and a resonator is produced to a cleavage plane. The dielectric multilayers which consist of SiO<sub>2</sub> and TiO<sub>2</sub> were formed in the resonator side, and finally, in the direction parallel to p electrode, the bar was cut and it considered as the laser chip. Next, when the chip was installed in the heat sink by face up (condition which the substrate and the heat sink countered), wire bonding of each electrode was carried out and laser oscillation was tried at the room temperature, in the room temperature, by threshold-current consistency 2.0 kA/cm<sup>2</sup> and threshold voltage 4.0V, continuous oscillation with an oscillation wavelength of 405nm was checked, and the life of 1000 hours or more was shown.

[0080] [Example 2] drawing 3 is the typical sectional view showing the structure of the laser component concerning other examples of this invention, and shows drawing at the time of cutting a component in the direction [ same with drawing 1 ] perpendicular to the resonance direction of a laser beam. An example 2 is explained below based on this drawing. In addition, in drawing 3, the same sign is attached and shown in the same thing as drawing 1 and drawing 2.

[0081] The GaN substrate 10 into which the single crystal which consists of GaN which doped Si 5x10<sup>18</sup>-/cm<sup>3</sup> through the buffer layer which consists of GaN on the substrate which consists of sapphire (C side) was grown up by 150-micrometer thickness is prepared. The n side buffer layer 11 is grown up like an example 1 on this GaN substrate 10.

[0082] (Crack prevention layer 19) Temperature is made into 800 degrees C after n side buffer layer 11 growth, silane gas is used for material gas at TMG, TMI, ammonia, and impurity gas, and the crack prevention layer 19 which consists of In<sub>0.1</sub>Ga<sub>0.9</sub>N which doped Si 5x10<sup>18</sup>-/cm<sup>3</sup> is grown up by 500Å thickness. This crack prevention layer 19 can prevent that a crack enters into the nitride semi-conductor layer containing aluminum the nitride semi-conductor of n mold containing In, and by making it grow up by InGa<sub>0.9</sub>N preferably. In addition, as for this crack prevention layer, it is desirable to make it grow up by thickness (100Å or more and 0.5 micrometers or less). If thinner than 100Å, it will be hard to act as crack prevention as mentioned above, and when thicker than 0.5 micrometers, it is in the inclination for the crystal itself to be discolored in black.

[0083] The n side cladding layer 12 which consists of superlattice by which the modulation dope was carried out like an example 1 after crack prevention layer 19 growth, and the undoping n side lightguide layer 13 are grown up.

[0084] (n side cap layer 20) The n side cap layer 20 which consists of n mold aluminum<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub>N which continued and doped Si with larger bandgap energy than the n side lightguide layer 13 5x10<sup>18</sup>-/cm<sup>3</sup> using TMG, TMA, ammonia, and silane gas is grown up by 300Å thickness.

[0085] The rest grows up a barrier layer 14, the p side cap layer 15, the undoping p side lightguide layer 16, the p side cladding layer 17 that consists of superlattice by which the modulation dope was carried out, and the p side contact layer 18 like an example 1.

[0086] After nitride semi-conductor layer growth, the layer which doped p mold impurity is made to form into low resistance further, and as shown in drawing 3, the p side contact layer 18 of the maximum upper layer and the p side cladding layer 17 are etched, and annealing is performed similarly and it considers as the ridge configuration which has stripe width of face of 4 micrometers after annealing.

[0087] The p electrode 21 which consists of nickel/Au is formed in the ridge outermost surface of the p side contact layer 18 in the shape of a stripe after ridge formation, the insulator layer 25 which becomes that of the nitride semi-conductor layer of the outermost surfaces other than p electrode 21 from SiO<sub>2</sub> is formed, and p pad electrode 22 electrically connected with the p electrode 21 through this insulator layer 25 is formed.

[0088] The wafer which formed p electrode as mentioned above is transported to polish equipment, polish removes silicon on sapphire, and the front face of the GaN substrate 10 is exposed. The n electrode 23 of the exposed GaN substrate front face which becomes the whole surface from Ti/aluminum is formed mostly.

[0089] Cleavage is carried out by the Mth page (field which is equivalent to the side face of a hexagonal prism when a nitride semi-conductor is approximated with hexagonal system) of the GaN substrate after electrode formation, and the dielectric multilayers which become the cleavage plane from SiO<sub>2</sub> and TiO<sub>2</sub> are formed, and finally, in a direction parallel to p electrode, a bar is cut and it considers as a laser component. This laser component showed continuous oscillation in the room temperature similarly, and showed the property almost equivalent to an example 1.

[0090] In the [example 3] example 1, the crack prevention layer 19 is grown up like an example 2 after n side buffer layer 11 growth. Next, the n side cladding layer 12 which consists only of an aluminum<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub>N layer monolayer which doped Si 1x10<sup>19</sup>-/cm<sup>3</sup> on the crack prevention layer is grown up by 0.4-micrometer thickness. Like the example 1, although the rest similarly showed laser oscillation at the room temperature when the laser component was produced, the life became short a little rather than the laser component of an example 1.

[0091] In the [example 4] example 1, although the room temperature similarly showed laser oscillation when the aluminum<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub>N layer monolayer which doped Mg 1x10<sup>20</sup>-/cm<sup>3</sup> at the time of p side cladding layer 17 growth was grown up by 0.4-micrometer thickness and also the laser component was produced like the example 1, the life became short a little rather than the laser component of an example 1.

[0092] In the [example 5] example 1, it may be aluminum<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>N layer 0.4micrometer which doped Si 1x10<sup>18</sup>-/cm<sup>3</sup>, without making the n side cladding layer 12 into a superstructure. Moreover, similarly the p side cladding layer is not made into a superstructure, but it may be aluminum<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>N layer 0.4micrometer which doped Mg 1x10<sup>20</sup>-/cm<sup>3</sup>. Instead, the n side lightguide layer 13 Undoping In<sub>0.01</sub>Ga<sub>0.99</sub>N layer 30 Å. It considers as the superstructure of the 0.12 micrometers of the total thickness which carried out the laminating of the 30Å of the GaN layers which doped Si 1x10<sup>17</sup>-/cm<sup>3</sup>. The p side



lightguide layer 16 Undoping In<sub>0.01</sub>Ga<sub>0.99</sub>N layer 30 A, Although the room temperature similarly showed laser oscillation when it considered as the superstructure of the 0.12 micrometers of the total thickness which carried out the laminating of the 30A of the GaN layers which doped Mg  $1 \times 10^{17}$  /cm<sup>3</sup> and also the laser component was produced like the example 1 The life became short a little rather than the laser component of an example 1.

[0093] In the [example 6] example 1, in case you form the n side buffer layer 11, let the aluminum<sub>0.05</sub>Ga<sub>0.95</sub>N layer which doped 30A and Si for the undoping GaN layer  $1 \times 10^{19}$  /cm<sup>3</sup> be the superlattice layer of the 1.2 micrometers of the total thickness which carried out the laminating of the 30A. Like an example 1, the rest grows up the upper layer from the n side cladding layer 12, and let it be a laser component. However, in case n electrode is formed, the field exposed by etching is made into the middle of the 1.2-micrometer above-mentioned superlattice layer, and forms n electrode in the superlattice layer. In the room temperature, continuous oscillation also of this laser component was carried out similarly, the threshold fell a little as compared with the thing of an example 1, and the life was 1000 hours or more.

[0094] [Example 7] drawing 4 is the typical sectional view showing the structure of the laser component concerning other examples of this invention, and the same sign as other drawings shows the same layer. Hereafter, an example 7 is explained based on this drawing.

[0095] As well as an example 1, on the silicon on sapphire 30 which makes 2inchphi and C (0001) side a principal plane, at 500 degrees C, after growing up the buffer layer (not shown) which consists of GaN by 200A thickness, temperature is made into 1050 degrees C and the undoping GaN layer 31 is grown up by 5-micrometer thickness. In addition, as for this thickness to grow up, it is desirable for it not to be limited to 5 micrometers, to make it grow up by thickness thicker than a buffer layer, and to adjust to thickness 10 micrometers or less. A substrate can use the substrate which consists of a different ingredient from the nitride semi-conductor known in order to grow up nitride semi-conductors, such as SiC and ZnO besides sapphire, a spinel, and GaAs.

[0096] Next, a wafer is picked out from a reaction container after this undoping GaN layer 31 growth, a stripe-like photo mask is formed in the front face of this GaN layer 31, and the protective coat 32 which consists of SiO<sub>2</sub> with a stripe width of face [ of 20 micrometers ] and a stripe spacing (window part) of 5 micrometers with a CVD system is formed by 0.1-micrometer thickness. Drawing 4 is the type section Fig. showing the structure of the partial wafer at the time of cutting in a direction perpendicular to the direction of a major axis of a stripe. as the configuration of a protective coat — the shape of the shape of a stripe, and a dot, and \*\* in a grid pattern — although what kind of configuration is sufficient, the direction which makes area of a protective coat larger than the exposed part of the undoping GaN layer 31, i.e., the part in which the protective coat is not formed, (window part) is easy to grow up the GaN substrate 10 with few crystal defects. As an ingredient of a protective coat, the metal which has the melting point of 1200 degrees C or more besides oxides, such as silicon oxide (SiOX), silicon nitride (SiXNY), titanium oxide (TiOX), and a zirconium dioxide (ZrOX), nitrides, and these multilayers, for example can be used. These protective coat ingredients also bear temperature with a growth temperature [ of a nitride semi-conductor ] of 600 degrees C – 1100 degrees C, and it has the property for a nitride semi-conductor not to grow up to be the front face, or to be hard to grow up.

[0097] A wafer is again set in a reaction container after protective coat 32 formation, and the GaN layer used as the GaN substrate 10 which consists of undoping GaN at 1050 degrees C is grown up into 10-micrometer thickness. Although the desirable growth thickness of a GaN layer to grow up changes also with the thickness of the protective coat 32 formed previously, and magnitude, as it grows up to be also a longitudinal direction (direction perpendicular to the thickness direction) in the protective coat upper part so that the front face of a protective coat 32 may be covered, it is grown up into sufficient thickness. Thus, on the front face of the protective coat 32 which has the property in which a nitride semi-conductor cannot grow easily, if the GaN substrate 10 is grown up by the technique of growing up a GaN layer into a longitudinal direction, on a protective coat 32, a GaN layer will not grow at first, but selective growth of the GaN layer will be carried out on the undoping GaN layer 31 of a window part. Then, if growth of a GaN layer is continued, a GaN layer will grow up to be a longitudinal direction, and it is connected in the GaN layers which grew from the aperture which covered, and hung, went and adjoined on the protective coat 32, and will be in a condition as if the GaN layer grew on the protective coat 32. That is, a GaN layer is grown up in a longitudinal direction through a protective coat 32 on the GaN layer 31. Here, an important thing is the number of the crystal defect of the GaN layer 31 which is growing on the sapphire substrate 30, and crystal defects with the GaN substrate 10 which is growing on the protective coat 32. That is, to the nitride semi-conductor which grows on a different-species substrate, very many crystal defects occur by the mismatch of the lattice constant of a different-species substrate and a nitride semi-conductor, and this crystal defect is transmitted to a front face in under the nitride semi-conductor growth formed in the upper layer one by one. On the other hand, the GaN substrate 10 which grew in the longitudinal direction on the protective coat 32 like this example 7 is not what grew directly on the different-species substrate, and since the GaN layer grown up from the adjoining aperture is connected during growth by growing up in a longitudinal direction on a protective coat 32, the number of crystal defects decreases very much compared with what grew directly from a different-species substrate. Therefore, as compared with the GaN substrate of an example 1, a GaN substrate with few [ far ] crystal defects is obtained by forming the protective coat partially formed on the nitride semi-conductor layer which grew on the different-species substrate, and using as a substrate the GaN layer which comes to grow up in a longitudinal direction on the protective coat. Although there is a crystal defect of the undoping GaN layer 31 two or more  $10^{10}$  /cm, the crystal defect of the GaN substrate 10 by the approach of this example 7 can actually be decreased in two or less  $10^6$  /cm.

[0098] After forming the GaN substrate 10 as mentioned above, it is made to be the same as that of an example 1 on this GaN substrate. Si  $1 \times 10^{18}$  /cm<sup>3</sup> The n side buffer layer which consists of doped GaN, After growing up the affair contact layer 11 by 5-micrometer thickness, the crack prevention layer 19 which consists of In<sub>0.1</sub>Ga<sub>0.9</sub>N which doped Si  $5 \times 10^{18}$  /cm<sup>3</sup> like an example 2 is grown up by 500A thickness. In addition, the crack prevention layer 19 is also omissible.

[0099] (The n side cladding layer 12 of the superstructure of high high impurity concentration [ center section ]) Next, the 2nd nitride semi-conductor layer with small bandgap energy is formed by growing up an undoping GaN layer by 20A thickness at 1050 degrees C using TMG and ammonia gas. Next, at this temperature, add TMA and a 5A undoping aluminum0.1Ga0.9N layer is grown up. Silane gas is added. Si  $1 \times 10^{19}$  -/cm<sup>3</sup> Then, after growing up the doped aluminum0.1Ga0.9N layer by 20A thickness, By stopping Si and growing up an undoping aluminum0.1Ga0.9N layer by 5 moreA thickness, the 1st nitride semi-conductor layer with a large thickness [ of bandgap energy ] of 30 micrometers is formed. Similarly hereafter, the 2nd nitride semi-conductor layer and the 1st nitride semi-conductor layer are repeated by turns, and are formed. In addition, in the example 7, a laminating is carried out so that the 2nd nitride semi-conductor layer and the 1st nitride semi-conductor layer may turn into 120 layers, respectively, and the n side cladding layer 12 which consists of a superstructure of 0.6-micrometer thickness is formed.

[0100] Next, the n side lightguide layer 13, a barrier layer 14, the p side cap layer 15, and the p side lightguide layer 16 are grown up in order like an example 1.

[0101] (The p side cladding layer 17 of the superstructure of high high impurity concentration [ center section ]) Next, the 4th nitride semi-conductor layer with small bandgap energy is formed by growing up an undoping GaN layer by 20A thickness at 1050 degrees C using TMG and ammonia gas. Next, at this temperature, add TMA and a 5A undoping aluminum0.1Ga0.9N layer is grown up. Cp2Mg is added. Mg  $1 \times 10^{20}$  -/cm<sup>3</sup> Then, after growing up the doped aluminum0.1Ga0.9N layer by 20A thickness, By stopping Cp2Mg and growing up an undoping aluminum0.1Ga0.9N layer by 5 moreA thickness, the 3rd nitride semi-conductor layer with a large thickness [ of bandgap energy ] of 30 micrometers is formed. Similarly hereafter, the 4th nitride semi-conductor layer and the 3rd nitride semi-conductor layer are repeated by turns, and are formed. In addition, in the example 7, a laminating is carried out so that the 4th nitride semi-conductor layer and the 3rd nitride semi-conductor layer may turn into 120 layers, respectively, and the n side cladding layer 17 which consists of a superstructure of 0.6-micrometer thickness is formed.

[0102] And after picking out a wafer from a reaction container after growing up the p side contact layer 18 like an example 1 finally, and performing annealing, etching is performed and a 17 or more p side cladding layers layer is made into a stripe-like ridge configuration.

[0103] Next, as shown in drawing 4 , it etches into bilateral symmetry to a ridge, and the n side buffer layer front face which should form the n electrode 23 is exposed, the n electrode 23 is formed, and, on the other hand, the p electrode 21 is formed also in the ridge outermost surface of the p side contact layer 18 in the shape of a stripe. When the rest produced the laser component like the example 1, as compared with the thing of an example 1, it is a threshold, and fell about 10% on current density and an electrical potential difference, and the continuous-oscillation life with a wavelength of 405nm showed the life of 2000 hours or more. As for this, what is depended on the crystalline improvement in the nitride semi-conductor by having used what has a few crystal defect for the GaN substrate 10 is great. In addition, in drawing 4 , when growing up the GaN substrate 10 by thickness 80 micrometers or more, the different-species substrate 30 - a protective coat 32 can also be removed.

[0104] In the [example 8] example 7, in case the n side cladding layer 12 is grown up, a center section is not made into high high impurity concentration, but the laminating of the 20A is carried out and the aluminum0.1Ga0.9N layer which doped 20A and Si for the usual undoping GaN layer  $1 \times 10^{19}$  -/cm<sup>3</sup> is made into the superstructure of the 0.6 micrometers of the total thickness.

[0105] Also in case the p side cladding layer 17 is grown up, an undoping GaN layer, without on the other hand making a center section into high high impurity concentration 20A, Although the threshold fell a little as compared with the thing of an example 7 when carried out the laminating of the 20A, and the aluminum0.1Ga0.9N layer which doped Mg  $1 \times 10^{20}$  -/cm<sup>3</sup> was made into the superstructure of the 0.6 micrometers of the total thickness and also the laser component was produced like the example 7 The life showed the 2000 almost same hours or more.

[0106] In the [example 9] example 7, in case the n side cladding layer 12 is grown up, the laminating of the 25A is carried out for a 25A and undoping aluminum0.1Ga0.9N layer by turns, and the GaN layer which doped Si  $1 \times 10^{19}$  -/cm<sup>3</sup> is made into the superstructure of the 0.6 micrometers of the total thickness. On the other hand, when growing up the p side cladding layer 17, and carried out the laminating of the 25A for the 25A and undoping aluminum0.1Ga0.9N layer by turns, and it made into the superstructure of the 0.6 micrometers of the total thickness the GaN layer which doped Mg  $1 \times 10^{20}$  -/cm<sup>3</sup> and also the laser component was produced as well as an example 7, the laser component which has a property almost equivalent to the thing of an example 7 and a life was obtained.

[0107] In the [example 10] example 7, in case the n side cladding layer 12 is grown up, the laminating of the 25A is carried out by turns, and the aluminum0.1Ga0.9N layer which doped 25A and Si for the GaN layer which doped Si  $1 \times 10^{19}$  -/cm<sup>3</sup>  $1 \times 10^{17}$  -/cm<sup>3</sup> is made into the superstructure of the 0.6 micrometers of the total thickness. Also in case the p side cladding layer 17 is grown up, the GaN layer which doped Mg  $1 \times 10^{20}$  -/cm<sup>3</sup> on the other hand 25A, The laminating of the 25A is carried out for the aluminum0.1Ga0.9N layer which doped Mg  $1 \times 10^{18}$  -/cm<sup>3</sup> by turns. When it considered as the superstructure of the 0.6 micrometers of the total thickness and also the laser component was produced like the example 7, the laser component which has a property almost equivalent to the thing of an example 7 and a life was obtained.

[0108] In the [example 11] example 7, the aluminum0.1Ga0.9N layer which doped Si  $1 \times 10^{19}$  -/cm<sup>3</sup> is grown up by 0.6-micrometer thickness, without making the n side cladding layer into a superstructure. On the other hand, in case the p side cladding layer 17 is grown up The GaN layer which doped Mg  $1 \times 10^{20}$  -/cm<sup>3</sup> 25A, The laminating of the 25A is carried out for the aluminum0.1Ga0.9N layer doped  $1 \times 10^{18}$  -/cm<sup>3</sup> by turns. When it considered as the superstructure of the 0.6 micrometers of the total thickness and also the laser component was produced like the example 7, although the threshold rose a little as compared with the example 7, similarly the life of 1000 hours or more was shown.

[0109] It is the usual modulation dope (a center section is not high concentration) about high impurity concentration [ in /

on the [example 12] example 7 and / the superlattice of the n side cladding layer and the p side cladding layer ]. In case it considers as homogeneity mostly in a layer and the n side buffer layer 11 is grown up, Si  $1 \times 10^{19} \text{--}/\text{cm}^3$  The doped aluminum0.05Ga0.95N layer 50 A, When grew up 50A of undoping GaN layers by turns, and they were used as the superlattice layer of the 2 micrometers of the total thickness and also the laser component was produced like the example 7, as compared with the thing of an example 7, the threshold fell a little and, as for the life, 3000 hours or more were shown.

[0110] In the [example 13] example 7, it considers as the superstructure of the 0.6 micrometers of the total thickness which carried out the laminating of the aluminum0.1Ga0.9N layer 20 A which doped 20A of undoping GaN layers, and Si for the n side cladding layer  $12 \times 10^{19} \text{--}/\text{cm}^3$ . 25A of GaN layers which doped Si for the following n side lightguide layer  $13 \times 10^{19} \text{--}/\text{cm}^3$ , and undoping aluminum0.05Ga0.95N layer 25 A are grown up by turns, and is made into the superstructure of the 0.1 micrometers of the total thickness.

[0111] On the other hand, the p side lightguide layer also grows up 25A of GaN layers which doped Mg  $1 \times 10^{19} \text{--}/\text{cm}^3$ , and undoping aluminum0.05Ga0.95N layer 25 A by turns, and makes it the superstructure of the 0.1 micrometers of the total thickness. Next, when the aluminum0.1Ga0.9N layer which doped 20A of undoping GaN layers and Mg for the p side cladding layer  $17 \times 10^{20} \text{--}/\text{cm}^3$  was made into the superstructure of the 0.6 micrometers of the total thickness which carried out the laminating of the 20A by turns and also the laser component was produced similarly, as compared with the thing of an example 7, the threshold fell a little and the life showed 3000 hours or more.

[0112] The [example 14] example 14 is the laser component constituted using the GaN substrate 10 like an example 7. That is, each following semi-conductor layer is formed on the GaN substrate 10 constituted like the example 7, and the laser component of an example 14 is constituted. First, the n side contact layer (2nd nitride semi-conductor layer by the side of n) which consists of an n mold GaN which doped Si three or more  $1 \times 10^{18} \text{--}/\text{cm}$  on the GaN substrate 10 is grown up by 2-micrometer thickness. In addition, it is good also as a superlattice layer which consists of AlXGa1-XN ( $0 < X \leq 0.4$ ) which doped GaN and Si of undoping of this layer.

[0113] Next, after growing up the n side contact layer, temperature is made into 800 degrees C and the crack prevention layer which consists of In0.1Ga0.9N which doped Si  $5 \times 10^{18} \text{--}/\text{cm}^3$  by TMG, TMI, ammonia, and silane gas is grown up by 500A thickness among nitrogen-gas-atmosphere mind. This crack prevention layer can prevent that a crack enters into the nitride semi-conductor layer containing aluminum grown up behind the nitride semi-conductor of n mold containing In, and by making it grow up by InGaN preferably. In addition, as for this crack prevention layer, it is desirable to make it grow up by thickness (100A or more and 0.5 micrometers or less). If thinner than 100A, it will be hard to act as crack prevention as mentioned above, and when thicker than 0.5 micrometers, it is in the inclination for the crystal itself to be discolored in black.

[0114] Then, the layer which consists of n mold aluminum0.2Ga0.8N which doped Si  $1 \times 10^{19} \text{--}/\text{cm}^3$  using TMA, TMG, ammonia, and silane gas at 1050 degrees C grows up 40A and the GaN layer of undoping by 40A thickness, and the n side cladding layer which carried out the laminating of every 100 layers of these layers by turns, respectively and which consists of superlattice of the 0.8 micrometers of the total thickness is grown up.

[0115] Then, the n side lightguide layer which consists of undoping aluminum0.05Ga0.95N is grown up by 0.1-micrometer thickness. It may act on this layer as a lightguide layer which guides the light of a barrier layer, and n mold impurity besides undoping may be doped. Moreover, this layer can also be used as the superlattice layer which consists of GaN and AlGaIn.

[0116] Next, the barrier layer which consists of undoping In0.01Ga0.99N is grown up by 400A thickness.

[0117] Next, the p side cap layer which consists of p mold aluminum0.2Ga0.8N which doped Mg with larger band cap energy than the p side lightguide layer formed later  $1 \times 10^{19} \text{--}/\text{cm}^3$  is grown up by 300A thickness.

[0118] Next, the p side lightguide layer which band cap energy becomes from aluminum0.01Ga0.99N smaller than the p side cap layer is grown up by 0.1-micrometer thickness. This layer acts as a lightguide layer of a barrier layer. In addition, it can also consider as the superlattice layer which consists of a nitride semi-conductor of undoping of this p side lightguide layer. In considering as a superlattice layer, the band cap energy of a layer with bigger band cap energy (barrier layer) is larger than a barrier layer, and it makes it smaller than the p side cladding layer.

[0119] Then, the p side cladding layer which becomes  $[A / 40] \times 40A$  from the superlattice layer structure of the 0.8 micrometers of the total thickness which carried out laminating growth by turns in Undoping GaN about the p mold aluminum0.2Ga0.8N layer which doped Mg  $1 \times 10^{19} \text{--}/\text{cm}^3$  is grown up.

[0120] The p side contact layer which finally consists of a p mold GaN which doped Mg  $1 \times 10^{20} \text{--}/\text{cm}^3$  on the p side cladding layer is grown up by 150A thickness. Since the p side cladding layer of the superstructure containing AlGaIn is touched especially in the case of a laser component and the thickness is made thin with 500A or less by using the small nitride semi-conductor of band cap energy as the p side contact layer, the carrier concentration of the p side contact layer becomes high substantially, p electrode and desirable OMIKKU are obtained, and it is in the inclination for the threshold current of a component and an electrical potential difference to fall.

[0121] After making the layer which performed annealing for the wafer which it was made [ wafer ] like and grew up the nitride semi-conductor above at predetermined temperature, and doped p mold impurity form into low resistance further, a wafer is picked out from a reaction container, the p side contact layer of the maximum upper layer and the p side cladding layer are etched with an RIE system, and it considers as the ridge configuration which has stripe width of face of 4 micrometers. Thus, it is desirable by making the layer above a barrier layer into a stripe-like ridge configuration to make into a ridge configuration the layer more than the p side cladding layer which luminescence of a barrier layer comes to concentrate on the bottom of a stripe ridge, and a threshold falls, and consists especially of a superlattice layer.

[0122] Next, a mask is formed in a ridge front face, it etches in RIE, the front face of the n side contact layer is exposed,

and n electrode which consists of Ti and aluminum is formed in the shape of a stripe. On the other hand, p electrode which consists of nickel and Au is formed in the ridge outermost surface of the p side contact layer in the shape of a stripe. As an electrode material with which a p mold GaN layer and desirable OMIKKU are obtained, nickel, Pt, Pd, nickel/Au, Pt/Au, Pd/Au, etc. can be mentioned, for example. As the n mold GaN and an electrode material with which desirable OMIKKU is obtained, a metal or alloys, such as aluminum, Ti, W, Cu, Zn, Sn, and In, etc. can be mentioned.

[0123] Next, the insulator layer which consists of SiO<sub>2</sub> is formed in the front face of the nitride semi-conductor layer exposed between p electrode and n electrode, and p pad electrode electrically connected with p electrode through this insulator layer is formed. the surface area of p electrode with this substantial p pad electrode — extending — p electrode side — wire bonding — it can be made to carry out die bonding.

[0124] The wafer which formed n electrode and p electrode as mentioned above is transported to polish equipment, the silicon on sapphire of the side which does not form the nitride semi-conductor is wrapped using a diamond abrasive material, and thickness of silicon on sapphire is set to 70 micrometers. After wrapping, it polishes 1 micrometer by the still finer abrasive material, a substrate front face is made into the shape of a mirror plane, and metallizing of the whole surface is carried out by Au/Sn.

[0125] Then, an Au/Sn side and cleavage is carried out to the shape of a bar in a direction perpendicular to a stripe-like electrode, and the dielectric multilayers which consist of SiO<sub>2</sub> and TiO<sub>2</sub> are formed in the resonator side which produces a resonator to a cleavage plane, and finally, in a direction parallel to p electrode, a bar is cut and it considers as a laser chip. Next, when the chip was installed in the heat sink by face up (condition which the substrate and the heat sink countered), wire bonding of each electrode was carried out and laser oscillation was tried at the room temperature, in the room temperature, by threshold-current consistency 2.0 kA/cm<sup>2</sup> and threshold voltage 4.0V, continuous oscillation with an oscillation wavelength of 368nm was checked, and the life of 1000 hours or more was shown.

[0126]

[Effect of the Invention] By this invention, as explained above, since it has the cladding layer which an impurity becomes from the superlattice layer by which the modulation dope was carried out, threshold voltage can fall and can realize the laser component which can carry out prolonged continuous oscillation. Moreover, this laser component can realize a good laser component with a high characteristic temperature. It is proportional to characteristic temperature by the threshold-current consistency by the temperature change at  $\exp(T/T_0)$  [T:(operating-temperature K) T<sub>0</sub>:characteristic-temperature (K)]. LD shows that a threshold-current consistency operates to stability low also at the elevated temperature, so that T<sub>0</sub> is large. For example, with the laser component of the example 1 of this invention, there is T<sub>0</sub> [ K 150 / more than ]. It is shown that this value is very excellent in the temperature characteristic of LD. For this reason, by writing in the laser component of this invention and using as the light source and the readout light source, the capacity which is not in the former can be attained and the utility value on that industry is very large.

---

[Translation done.]

\* NOTICES \*

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.\*\*\*\* shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

---

DESCRIPTION OF DRAWINGS

---

[Brief Description of the Drawings]

[Drawing 1] The type section Fig. showing the structure of the laser component of the 1 operation formation concerning this invention.

[Drawing 2] The perspective view of the laser component of drawing 1.

[Drawing 3] The type section Fig. showing the structure of the laser component of the example 2 concerning this invention.

[Drawing 4] The type section Fig. showing the structure of the laser component of the example 7 concerning this invention.

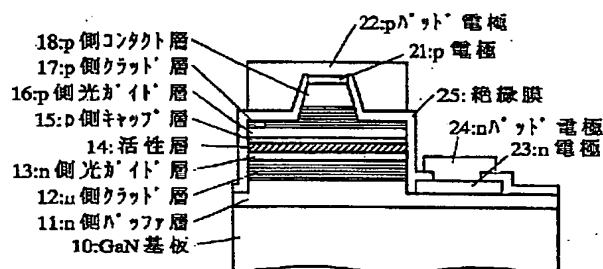
[Description of Notations]

- 10 ... GaN substrate,
- 11 ... The n side buffer layer,
- 12 ... The n side cladding layer of a superstructure,
- 13 ... The n side guide layer,
- 14 ... Barrier layer,
- 15 ... The p side cap layer,
- 16 ... The p side guide layer,
- 17 ... The p side cladding layer of a superstructure,
- 18 ... The p side contact layer,
- 19 ... Crack prevention layer,
- 20 ... The n side cap layer,
- 21 ... p electrode,
- 22 ... p pad electrode,
- 23 ... n electrode,
- 24 ... n pad electrode,
- 25 ... Insulator layer.

---

[Translation done.]

(11)特許出願公開番号



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 活性層が、n導電側の窒化物半導体層とp導電側の窒化物半導体層との間に形成されてなる窒化物半導体素子であって、

前記n導電側の窒化物半導体層において、前記活性層と離れた位置、若しくは接した位置に、互いにバンドギャップエネルギーが異なりかつ互いにn型不純物濃度が異なる第1と第2の窒化物半導体層とが積層されてなるn側歪み超格子層を有することを特徴とする窒化物半導体素子。

【請求項2】 活性層が、n導電側の窒化物半導体層とp導電側の窒化物半導体層との間に形成されてなる窒化物半導体素子であって、

前記p導電側の窒化物半導体層において、前記活性層と離れた位置、若しくは接した位置に、互いにバンドギャップエネルギーが異なりかつ互いにp型不純物濃度が異なる第3と第4の窒化物半導体層とが積層されてなるp側歪み超格子層を有することを特徴とする窒化物半導体素子。

【請求項3】 活性層が、n導電側の窒化物半導体層とp導電側の窒化物半導体層との間に形成されてなる窒化物半導体素子であって、

前記n導電側の窒化物半導体層において、前記活性層と離れた位置、若しくは接した位置に、互いにバンドギャップエネルギーが異なりかつ互いにn型不純物濃度が異なる第1と第2の窒化物半導体層とが積層されてなるn側歪み超格子層を有し、

前記p導電側の窒化物半導体層において、前記活性層と離れた位置、若しくは接した位置に、互いにバンドギャップエネルギーが異なりかつ互いにp型不純物濃度が異なる第3と第4の窒化物半導体層とが積層されてなるp側歪み超格子層を有することを特徴とする窒化物半導体素子。

【請求項4】 前記n側歪み超格子層において、前記第1の窒化物半導体層は、前記第2の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第2の窒化物半導体層より大きいn型不純物濃度とを有する請求項1又は3記載の窒化物半導体素子。

【請求項5】 前記第1の窒化物半導体層において、前記第2の窒化物半導体層に近接する部分のn型不純物濃度を前記第2の窒化物半導体層から離れた部分に比較して小さくした請求項4記載の窒化物半導体素子。

【請求項6】 前記第1の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ の範囲にあり、第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下である請求項4又は5記載の窒化物半導体素子。

【請求項7】 前記n側歪み超格子層において、前記第1の窒化物半導体層は、前記第2の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第2の窒化物半

導体層より小さいn型不純物濃度とを有する請求項1又は3記載の窒化物半導体素子。

【請求項8】 前記第2の窒化物半導体層において、前記第1の窒化物半導体層に近接する部分のn型不純物濃度を前記第1の窒化物半導体層から離れた部分に比較して小さくした請求項7記載の窒化物半導体素子。

【請求項9】 前記第1の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下であり、前記第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ の範囲である請求項7又は8記載の窒化物半導体素子。

【請求項10】 前記第1の窒化物半導体層は $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$  ( $0 < Y < 1$ ) からなり、前記第2の窒化物半導体層は $\text{In}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$  ( $0 \leq X < 1$ ) からなる請求項4～9のうちの1つに記載の窒化物半導体素子。

【請求項11】 前記第2の窒化物半導体層が $\text{Ga}\text{N}$ からなる請求項10記載の窒化物半導体素子。

【請求項12】 前記第1の窒化物半導体層は $\text{Al}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$  ( $0 < X < 1$ ) からなり、前記第2の窒化物半導体層は $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$  ( $0 < Y < 1$ ,  $X > Y$ ) からなる請求項4～9のうちの1つに記載の窒化物半導体素子。

【請求項13】 前記第1の窒化物半導体層又は前記第2の窒化物半導体層には、n型不純物がドーピングされていない請求項4～12のうちのいずれか1つに記載の窒化物半導体素子。

【請求項14】 前記p側歪み超格子層において、前記第3の窒化物半導体層は、前記第4の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第4の窒化物半導体層より大きいp型不純物濃度とを有する請求項2又は3記載の窒化物半導体素子。

【請求項15】 前記第3の窒化物半導体層において、前記第4の窒化物半導体層に近接する部分のp型不純物濃度を前記第4の窒化物半導体層から離れた部分に比較して小さくした請求項14記載の窒化物半導体素子。

【請求項16】 前記第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21} / \text{cm}^3$ の範囲にあり、第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ 以下である請求項11又は12記載の窒化物半導体素子。

【請求項17】 前記p側歪み超格子層において、前記第3の窒化物半導体層は、前記第4の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第4の窒化物半導体層より小さいp型不純物濃度とを有する請求項2又は3記載の窒化物半導体素子。

【請求項18】 前記第4の窒化物半導体層において、前記第3の窒化物半導体層に近接する部分のp型不純物濃度を前記第3の窒化物半導体層から離れた部分に比較して小さくした請求項17記載の窒化物半導体素子。

【請求項19】 前記第3の窒化物半導体層のp型不純



物濃度が $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下であり、第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ の範囲である請求項17又は18記載の窒化物半導体素子。

【請求項20】 前記第3の窒化物半導体層は $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$  ( $0 < Y < 1$ ) からなり、前記第4の窒化物半導体層は $\text{In}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$  ( $0 \leq X < 1$ ) からなる請求項14～19のうちの1つに記載の窒化物半導体素子。

【請求項21】 前記第4の窒化物半導体層が $\text{GaN}$ からなる請求項20記載の窒化物半導体素子。

【請求項22】 前記第3の窒化物半導体層は $\text{Al}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$  ( $0 < X < 1$ ) からなり、前記第4の窒化物半導体層は $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$  ( $0 < Y < 1$ ,  $X > Y$ ) からなる請求項14～19のうちの1つに記載の窒化物半導体素子。

【請求項23】 前記第3の窒化物半導体層又は前記第4の窒化物半導体層には、p型不純物がドーピングされていない請求項14～22のうちのいずれか1つに記載の窒化物半導体素子。

【請求項24】 前記n側歪み超格子層において、前記第1の窒化物半導体層は、前記第2の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第2の窒化物半導体層より大きいn型不純物濃度とを有しかつ、前記p側歪み超格子層において、前記第3の窒化物半導体層は、前記第4の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第4の窒化物半導体層より大きいp型不純物濃度とを有する請求項3記載の窒化物半導体素子。

【請求項25】 前記第1の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ の範囲であって、第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下でありかつ、前記第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ の範囲であって、前記第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下である請求項24記載の窒化物半導体素子。

【請求項26】 前記n側歪み超格子層において、前記第1の窒化物半導体層は、前記第2の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第2の窒化物半導体層より大きいn型不純物濃度とを有しかつ、前記p側歪み超格子層において、前記第3の窒化物半導体層は、前記第4の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第4の窒化物半導体層より小さいp型不純物濃度とを有する請求項3記載の窒化物半導体素子。

【請求項27】 前記第1の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ の範囲であって、第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下でありかつ、前記第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下であり、にあり、第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ の範囲である請求項26記載の窒化物半導体素子。

【請求項28】 前記n側歪み超格子層において、前記第1の窒化物半導体層は、前記第2の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第2の窒化物半導体層より小さいn型不純物濃度とを有しかつ、前記p側歪み超格子層において、前記第3の窒化物半導体層は、前記第4の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第4の窒化物半導体層より大きいp型不純物濃度とを有する請求項3記載の窒化物半導体素子。

【請求項29】 前記第1の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下であって、前記第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ の範囲でありかつ、前記第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ の範囲であって、前記第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下である請求項28記載の窒化物半導体素子。

【請求項30】 前記n側歪み超格子層において、前記第1の窒化物半導体層は、前記第2の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第2の窒化物半導体層より小さいn型不純物濃度とを有しかつ、前記p側歪み超格子層において、前記第3の窒化物半導体層は、前記第4の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第4の窒化物半導体層より小さいp型不純物濃度とを有する請求項3記載の窒化物半導体素子。

【請求項31】 前記第1の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下であって、前記第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ の範囲でありかつ、前記第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下であり、にあり、第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ の範囲である請求項30記載の窒化物半導体素子。

【請求項32】 前記n側歪み超格子層において、前記第1の窒化物半導体層は $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$  ( $0 < Y < 1$ ) からなり、前記第2の窒化物半導体層は $\text{In}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$  ( $0 \leq X < 1$ ) からなりかつ、前記p側歪み超格子層において、前記第3の窒化物半導体層は $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$  ( $0 < Y < 1$ ) からなり、前記第4の窒化物半導体層は $\text{In}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$  ( $0 \leq X < 1$ ) からなる請求項24～31のうちの1つに記載の窒化物半導体素子。

【請求項33】 前記第2と第4の窒化物半導体素子がそれぞれ、 $\text{GaN}$ からなる請求項24～31のうちの1つに記載の窒化物半導体素子。

【請求項34】 前記n側歪み超格子層において、前記

第1の窒化物半導体層は $Al_xGa_{1-x}N$  ( $0 < x < 1$ ) からなり、前記第2の窒化物半導体層は $Al_yGa_{1-y}N$  ( $0 < y < 1$ ,  $x > y$ ) からなり、

前記p側歪み超格子層において、前記第3の窒化物半導体層は $Al_xGa_{1-x}N$  ( $0 < x < 1$ ) からなり、前記第4の窒化物半導体層は $Al_yGa_{1-y}N$  ( $0 < y < 1$ ,  $x > y$ ) からなる請求項24～31のうちの1つに記載の窒化物半導体素子。

【請求項35】 前記第1の窒化物半導体層又は前記第2の窒化物半導体層は、n型不純物がドーピングされていないアンドープ層である請求項24～34のうちの1つに記載の窒化物半導体素子。

【請求項36】 前記第3の窒化物半導体層又は前記第4の窒化物半導体層は、p型不純物がドーピングされていないアンドープ層である請求項24～34のうちの1つに記載の窒化物半導体素子。

【請求項37】 前記活性層が $InGa$ N層を含む請求項1～36のうちのいずれか1つに記載の窒化物半導体素子。

【請求項38】 前記 $InGa$ N層が量子井戸層である請求項37記載の窒化物半導体素子。

【請求項39】 前記窒化物半導体素子は、前記活性層がp側クラッド層とn側クラッド層の間に位置するレーザ発振素子であって、前記p側クラッド層と前記n側クラッド層のうちの少なくとも一方が、前記n側歪み超格子層又は前記p側歪み超格子層である請求項1～38のうちのいずれか1つに記載の窒化物半導体素子。

【請求項40】 前記窒化物半導体素子は、レーザ発振素子であって、

前記p側クラッド層と活性層との間、又は前記p側クラッド層と活性層との間の少なくとも一方に、 $In$ を含む窒化物半導体又は $GaN$ からなり、不純物濃度が $1 \times 10^{19}/cm^3$ 以下である光ガイド層が形成された請求項39記載の窒化物半導体素子。

【請求項41】 前記光ガイド層が超格子構造を有する請求項40記載の窒化物半導体素子。

【請求項42】 前記光ガイド層と活性層との間にさらに、前記活性層の井戸層及び前記光ガイド層よりも大きいバンドギャップエネルギーを有しかつ膜厚 $0.1 \mu m$ 以下の窒化物半導体よりなるキャップ層が形成され、該キャップ層の不純物濃度が $1 \times 10^{18}/cm^3$ 以上である請求項40又は41記載の窒化物半導体素子。

【請求項43】 前記光ガイド層と前記キャップ層とがp導電側窒化物半導体層側に形成されていることを特徴とする請求項42に記載の窒化物半導体素子。

【請求項44】 窒化物半導体とは異なる材料よりなる異種基板上に窒化物半導体層を成長させ、該成長された窒化物半導体層上に、該窒化物半導体層の表面を部分的に露出させるように保護膜を形成した後、露出された窒

化物半導体層から前記保護膜を覆うように成長させた窒化物半導体層からなる窒化物半導体基板の上に、請求項1～43のうちのいずれか1つに記載の窒化物半導体素子を形成した窒化物半導体素子。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、LED（発光ダイオード）、LD（レーザダイオード）、あるいはスーパーミネッセントダイオード（SLD）等の発光素子、太陽電池、光センサー等の受光素子、あるいはトランジスタ、パワーデバイス等の電子デバイスに使用される窒化物半導体（ $In_xAl_yGa_{1-x-y}N$ ,  $0 \leq x$ ,  $0 \leq y$ ,  $x+y \leq 1$ ）を用いた素子に関する。なお、本明細書において使用する一般式 $In_xGa_{1-x}N$ 、 $Al_yGa_{1-y}N$ 等は単に窒化物半導体層の組成式を示すものであって、異なる層が例えば同一の組成式で示されていても、それらの層の $x$ 値、 $y$ 値が一致していることを示すものではない。

【0002】

【従来の技術】 窒化物半導体は高輝度青色LED、純緑色LEDの材料として、フルカラーLEDディスプレイ、交通信号等で最近実用化されたばかりである。これらの各種デバイスに使用されるLEDは、 $InGa$ Nよりなる井戸層を有する単一量子井戸構造（SQW: Single-Quantum-Well）、若しくは多重量子井戸構造（MQW: Multi-Quantum-Well）の活性層が、n型窒化物半導体層とp型窒化物半導体層との間に挟まれたダブルヘテロ構造を有している。青色、緑色等の波長は $InGa$ N井戸層の $In$ 組成比を増減することで決定されている。

【0003】 また、本出願人は、最近この材料を用いてパルス電流下、室温での $410 nm$ のレーザ発振を世界で初めて発表した（例えば、Jpn. J. Appl. Phys. 35(1996)L74, Jpn. J. Appl. Phys. 35(1996)L217等）。このレーザ素子は、 $InGa$ Nよりなる井戸層を用いた多重量子井戸構造の活性層を有するダブルヘテロ構造を有し、パルス幅 $2 \mu s$ 、パルス周期 $2 ms$ の条件で、閾値電流 $610 mA$ 、閾値電流密度 $8.7 kA/cm^2$ 、 $410 nm$ の発振を示す。さらに、我々は改良したレーザ素子をAppl. Phys. Lett. 69(1996)1477において発表した。このレーザ素子は、p型窒化物半導体層の一部にリッジストライプが形成された構造を有しており、パルス幅 $1 \mu s$ 、パルス周期 $1 ms$ 、デューティー比 $0.1\%$ で、閾値電流 $187 mA$ 、閾値電流密度 $3 kA/cm^2$ 、 $410 nm$ の発振を示す。そして、さらに我々は室温での連続発振にも初めて成功し、発表した。（例えば、日経エレクトロニクス 1996年12月2日号 技術速報、Appl. Phys. Lett. 69(1996)3034, Appl. Phys. Lett. 69(1996)4056等）、このレーザ素子は $20^\circ C$ において、閾値電流密度 $3.6 kA/cm^2$ 、閾値電圧 $5.5 V$ 、 $1.5 mW$ 出力において、27時間の連続発振を示す。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】窒化物半導体よりなる青色、緑色LEDは順方向電流( $I_f$ )20mAで、順方向電圧( $V_f$ )が3.4V~3.6Vあり、GaAlAs系の半導体よりなる赤色LEDに比べて2V以上高いため、さらなる $V_f$ の低下が望まれている。また、LEDでは閾値での電流、電圧が未だ高く、室温で長時間連続発振させるためには、この閾値電流、電圧が下がるような、さらに効率の高い素子を実現する必要がある。

【0005】レーザ素子の閾値電圧を低下させることができれば、その技術をLED素子に適用すると、LED素子の $V_f$ の低下が予想できる。従って本発明の目的とするところは、主として窒化物半導体よりなるLED素子の閾値での電流、電圧を低下させることにより長時間の連続発振を実現することにある。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明は、窒化物半導体素子において、活性層以外のいずれか1つ以上の半導体層を歪み超格子構造とすることにより、該半導体層の結晶性をよくでき、該半導体層の電気抵抗を低くできることを見いだして完成させたものである。すなわち、本発明の第1の窒化物半導体素子は、活性層が、n導電側(以下、n側という。)の窒化物半導体層とp導電側(以下、p側という。)の窒化物半導体層との間に形成されてなる窒化物半導体素子であって、前記n導電側の窒化物半導体層において、前記活性層と離れた位置、若しくは接した位置に、互いにバンドギャップエネルギーが異なりかつ互いにn型不純物濃度が異なる第1と第2の窒化物半導体層とが積層されてなるn側歪み超格子層を有することを特徴とする。これによって、超格子層で構成された窒化物半導体層の電気抵抗を小さくできるので、n導電側の窒化物半導体層の全体としての抵抗を小さくできる。

【0007】また本発明の第2の窒化物半導体素子は、活性層が、n導電側の窒化物半導体層とp導電側の窒化物半導体層との間に形成されてなる窒化物半導体素子であって、前記p導電側の窒化物半導体層において、前記活性層と離れた位置、若しくは接した位置に、互いにバンドギャップエネルギーが異なりかつ互いにp型不純物濃度が異なる第3と第4の窒化物半導体層とが積層されてなるp側歪み超格子層を有することを特徴とする。これによって、超格子層で構成された窒化物半導体層の電気抵抗を小さくできるので、p導電側の窒化物半導体層の全体としての抵抗を小さくできる。ここで、p導電側とは活性層と正電極(p電極)との間にある窒化物半導体層を指し、n導電側とは、活性層を挟んでp導電側と反対側にある窒化物半導体層を指すものとする。なお、第1の窒化物半導体層と第2の窒化物半導体層との積層順序、及び第3の窒化物半導体層と第4の窒化物半導体層との積層順序は問わないことは言うまでもない。

【0008】さらに本発明の第3の窒化物半導体素子

は、活性層が、n導電側の窒化物半導体層とp導電側の窒化物半導体層との間に形成されてなる窒化物半導体素子であって、前記n導電側の窒化物半導体層において、前記活性層と離れた位置、若しくは接した位置に、互いにバンドギャップエネルギーが異なりかつ互いにn型不純物濃度が異なる第1と第2の窒化物半導体層とが積層されてなるn側歪み超格子層を有し、前記p導電側の窒化物半導体層において、前記活性層と離れた位置、若しくは接した位置に、互いにバンドギャップエネルギーが異なりかつ互いにp型不純物濃度が異なる第3と第4の窒化物半導体層とが積層されてなるp側歪み超格子層を有することを特徴とする。これによって、超格子層で構成された窒化物半導体層の電気抵抗を小さくできるので、n導電側及びp導電側の窒化物半導体層の全体としての抵抗を小さくできる。

【0009】本発明の第1又は第3の窒化物半導体素子では、n側歪み超格子層は、例えば発光素子、受光素子のような光電変換素子であれば、基板に接して形成されたバッファ層、n電極が形成されるn側コンタクト層、キャリア閉じ込めとしてのn側クラッド層、及び活性層の発光を導波するn側光ガイド層の内の少なくとも1種の層として形成される。第2又は第3の窒化物半導体素子では、p側歪み超格子層は、p電極が形成されるp側コンタクト層、キャリア閉じ込めとしてのp側クラッド層、及び活性層の発光を導波するp側光ガイド層の内の少なくとも1種の層として形成される。

【0010】本発明の第1及び第3の窒化物半導体素子では、超格子層においてバンドギャップエネルギーの大きな第1の窒化物半導体層の不純物濃度をバンドギャップエネルギーの小さい第2の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して、大きくしてもよいし、小さくしてもよい。前記第1の窒化物半導体層の不純物濃度を第2の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して大きくした場合、キャリアをバンドギャップエネルギーの大きな第1の窒化物半導体層で発生させて、バンドギャップエネルギーの小さい第2の窒化物半導体層に注入でき、注入されたキャリアを不純物濃度が小さく移動度の大きい第2の窒化物半導体層で移動させることができるので、超格子層の電気抵抗を小さくできる。ここで、本明細書において、n側歪み超格子層とp側歪み超格子層とを総括して呼ぶときは、上述のように単に超格子層と呼ぶ。

【0011】また、前記第1の窒化物半導体層の不純物濃度を第2の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して大きくした場合、第1の窒化物半導体素子では、超格子層の第1の窒化物半導体層において、第2の窒化物半導体層に近接する部分(以下、近接部分という。)のn型又はp型不純物濃度を、第2の窒化物半導体層から離れた部分に比較して小さくすることが好ましい。これによって、第2の窒化物半導体層中を移動するキャリアが、前記近接部分の不純物によって散乱されるのを防止でき、

第2の窒化物半導体層の移動度をさらに高くでき、超格子層の電気抵抗をさらに低くできる。

【0012】具体的には、第1、第3の窒化物半導体素子において、バンドギャップエネルギーの大きい第1の窒化物半導体層にn型不純物を多くドーピングする場合、第1の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ の範囲にあり、第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度が、第1の窒化物半導体層より小さくかつ $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下に設定することが好ましい。なおバンドギャップエネルギーが小さい第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度は、 $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 以下であることがより好ましく、 $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3$ 以下であることがより好ましい。すなわち、第2の窒化物半導体層の移動度を高くする観点からは、第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度は小さければ小さいほどよく、第2の窒化物半導体層をアンドープ(undoped)層、即ち不純物を意図的にドーピングしない状態が最も望ましい。

【0013】また、前記第1の窒化物半導体層の不純物濃度を第2の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して小さくした場合、前記第2の窒化物半導体層において、前記第1の窒化物半導体層に近接する部分のn型不純物濃度を前記第1の窒化物半導体層から離れた部分に比較して小さくすることが好ましい。さらに、前記第1の窒化物半導体層の不純物濃度を第2の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して小さくした場合、前記第1の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下であり、前記第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ の範囲であることが好ましい。尚、前記第1の窒化物半導体層は、好ましくは $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 以下、さらに好ましくは $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3$ 以下、最も好ましくはアンドープ(undoped)、すなわち、不純物を意図的にドーピングしない状態が最も望ましい。

【0014】また、第1及び第3の窒化物半導体素子では、超格子層において、結晶性のよい超格子層を形成するために、前記第1の窒化物半導体層を比較的エネルギーバンドギャップが大きくかつ結晶性のよい層を成長させることができる $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$  ( $0 < Y < 1$ ) で形成し、前記第2の窒化物半導体層を比較的エネルギーバンドギャップが小さく結晶性のよい層を成長させることができる $\text{In}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$  ( $0 \leq X < 1$ ) で形成することが好ましい。

【0015】また、第1及び第3の窒化物半導体素子では、超格子層において、前記第2の窒化物半導体層がGa<sub>2</sub>Nからなることがさらに好ましい。これによって、前記第1の窒化物半導体層( $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ )と、前記第2の窒化物半導体層(Ga<sub>2</sub>N)とを同じ雰囲気中で成長させることができるので、超格子層の製造上極めて有利である。

【0016】また、第1及び第3の窒化物半導体素子で

は、超格子層において、前記第1の窒化物半導体層は $\text{Al}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$  ( $0 < X < 1$ ) で形成し、前記第2の窒化物半導体層は $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$  ( $0 < Y < 1$ ,  $X > Y$ ) で形成することもできる。

【0017】さらに、前記第1の窒化物半導体層又は前記第2の窒化物半導体層には、n型不純物がドーピングされていないことがさらに好ましい。

【0018】本発明の第2及び第3の窒化物半導体素子では、超格子層においてバンドギャップエネルギーの大きな第3の窒化物半導体層の不純物濃度をバンドギャップエネルギーの小さい第4の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して、大きくしてもよいし、小さくしてもよい。前記第3の窒化物半導体層の不純物濃度を第4の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して大きくした場合、キャリアをバンドギャップエネルギーの大きな第3の窒化物半導体層で発生させて、バンドギャップエネルギーの小さい第4の窒化物半導体層に注入でき、注入されたキャリアを不純物濃度が小さく移動度の大きい第4の窒化物半導体層で移動させることができるので、超格子層の電気抵抗を小さくできる。

【0019】また、第2及び第3の窒化物半導体素子では、前記第3の窒化物半導体層の不純物濃度を第4の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して大きくした場合、超格子層の第1の窒化物半導体層において、第4の窒化物半導体層に近接する部分(以下、近接部分という。)のp型不純物濃度を、第4の窒化物半導体層から離れた部分に比較して小さくすることが好ましい。これによって、第4の窒化物半導体層中を移動するキャリアが、前記近接部分の不純物によって散乱されるのを防止でき、第4の窒化物半導体層の移動度をさらに高くでき、超格子層の電気抵抗をさらに低くできる。

【0020】また、第2、第3の窒化物半導体素子において、前記第3の窒化物半導体層の不純物濃度を第4の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して大きくした場合、バンドギャップエネルギーが大きい第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21} / \text{cm}^3$ の範囲にあり、第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度が、第3の窒化物半導体層の不純物濃度より小さくかつ $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ 以下に設定することがより好ましい。なおバンドギャップエネルギーが小さい第4の窒化物半導体層は $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下であることがより好ましく、 $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 以下であることがさらに好ましい。すなわち、第4の窒化物半導体層の移動度を高くする観点からは、第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度は小さければ小さいほどよく、第4の窒化物半導体層をアンドープ層、即ち不純物を意図的にドーピングしない状態が最も望ましい。

【0021】また、第2及び第3の窒化物半導体素子において、前記第3の窒化物半導体層の不純物濃度を第4の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して小さくした場

合、前記第4の窒化物半導体層において、前記第3の窒化物半導体層に近接する部分のp型不純物濃度を前記第3の窒化物半導体層から離れた部分に比較して小さくすることが好ましい。

【0022】また、第2及び第3の窒化物半導体素子において、前記第3の窒化物半導体層の不純物濃度を第4の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して小さくした場合、前記第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下であり、第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ の範囲であることが好ましい。尚、前記第3の窒化物半導体層は、 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下、さらに好ましくは $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以下、最も好ましくはアンドープ（undoped）、すなわち、不純物を意図的にドーピングしない状態が最も望ましい。

【0023】また、第2及び第3の窒化物半導体素子において、結晶性のよい超格子層を形成するために、前記第3の窒化物半導体層を比較的エネルギーバンドギャップが大きくかつ結晶性のよい層を成長させることができる $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$  ( $0 < Y < 1$ ) で形成し、前記第4の窒化物半導体層を $\text{In}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$  ( $0 \leq X < 1$ ) で形成することが好ましい。前記第4の窒化物半導体層は、GaNからなることがさらに好ましい。これによって、前記第3の窒化物半導体層 ( $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ ) と、前記第4の窒化物半導体層 (GaN) とを同じ雰囲気中で成長させることができるので、超格子層の製造上極めて有利である。

【0024】また、第2及び第3の窒化物半導体素子において、前記第3の窒化物半導体層は $\text{Al}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$  ( $0 < X < 1$ ) で形成し、前記第4の窒化物半導体層は $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$  ( $0 < Y < 1$ ,  $X > Y$ ) で形成してもよい。

【0025】また、第2及び第3の窒化物半導体素子において、前記第3の窒化物半導体層又は前記第4の窒化物半導体層には、p型不純物がドーピングされていないことが好ましい。

【0026】第3の窒化物半導体素子では、前記n側歪み超格子層において、前記第1の窒化物半導体層のバンドギャップエネルギーが前記第2の窒化物半導体層のバンドギャップエネルギーより大きく、かつ前記第1の窒化物半導体層のn型不純物濃度が前記第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度より高く、しかも、前記p側歪み超格子層において、前記第3の窒化物半導体層のバンドギャップエネルギーが前記第4の窒化物半導体層のバンドギャップエネルギーより大きく、かつ前記第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度が前記第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度より高く設定することができる。この場合、前記第1の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ の範囲であって、第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$

<sup>3</sup>以下でありかつ、前記第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ の範囲であって、前記第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下であることが好ましい。

【0027】また、第3の窒化物半導体素子では、前記n側歪み超格子層において、前記第1の窒化物半導体層は、前記第2の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第2の窒化物半導体層より大きいn型不純物濃度とを有するように設定しかつ、前記p側歪み超格子層において、前記第3の窒化物半導体層は、前記第4の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第4の窒化物半導体層より小さいp型不純物濃度とを有するように設定することができる。この場合、前記第1の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ の範囲であって、第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下でありかつ、前記第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下であり、にあり、第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ の範囲であることが好ましい。

【0028】また、第3の窒化物半導体素子では、前記n側歪み超格子層において、前記第1の窒化物半導体層は、前記第2の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第2の窒化物半導体層より小さいn型不純物濃度とを有しかつ、前記p側歪み超格子層において、前記第3の窒化物半導体層は、前記第4の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第4の窒化物半導体層より大きいp型不純物濃度とを有するように設定することができる。この場合、前記第1の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下であって、前記第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ の範囲でありかつ、前記第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ の範囲であって、前記第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下であることが好ましい。

【0029】さらに、第3の窒化物半導体素子では、前記n側歪み超格子層において、前記第1の窒化物半導体層は、前記第2の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第2の窒化物半導体層より小さいn型不純物濃度とを有しかつ、前記p側歪み超格子層において、前記第3の窒化物半導体層は、前記第4の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第4の窒化物半導体層より小さいp型不純物濃度とを有するように設定することができる。この場合、前記第1の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下であって、前記第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ の範囲でありかつ、前記第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下であり、第4の窒化物半導体層のp

型不純物濃度が $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ の範囲であることが好ましい。

【0030】第3の窒化物半導体素子では、前記n側歪み超格子層において、前記第1の窒化物半導体層は $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$  ( $0 < Y < 1$ ) で形成し、前記第2の窒化物半導体層は $\text{In}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$  ( $0 \leq X < 1$ ) で形成しかつ、前記p側歪み超格子層において、前記第3の窒化物半導体層は $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$  ( $0 < Y < 1$ ) で形成し、前記第4の窒化物半導体層は $\text{In}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$  ( $0 \leq X < 1$ ) で形成することができる。さらに、前記第2と第4の窒化物半導体素子がそれぞれ、GaNからなることが好ましい。

【0031】第3の窒化物半導体素子では、前記n側歪み超格子層において、前記第1の窒化物半導体層は $\text{Al}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$  ( $0 < X < 1$ ) で形成し、前記第2の窒化物半導体層は $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$  ( $0 < Y < 1$ ,  $X > Y$ ) で形成し、前記p側歪み超格子層において、前記第3の窒化物半導体層は $\text{Al}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$  ( $0 < X < 1$ ) で形成し、前記第4の窒化物半導体層は $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$  ( $0 < Y < 1$ ,  $X > Y$ ) で形成することができる。

【0032】さらに、第3の窒化物半導体素子では、前記第1の窒化物半導体層又は前記第2の窒化物半導体層は、n型不純物がドーパされていないアンドープ層であることが好ましく、前記第3の窒化物半導体層又は前記第4の窒化物半導体層は、p型不純物がドーパされていないアンドープ層であることが好ましい。

【0033】また、第1第2第3の窒化物半導体素子では、前記活性層が $\text{InGaIn}$ 層を含むことが好ましく、前記 $\text{InGaIn}$ 層が量子井戸層であることがさらに好ましい。尚、前記活性層は、単一量子井戸構造であってもよいし、多重量子井戸構造であってもよい。

【0034】また、本発明に係る1つの態様の窒化物半導体素子は、前記活性層がp側クラッド層とn側クラッド層の間に位置するレーザ発振素子であって、前記p側クラッド層と前記n側クラッド層のうちの少なくとも一方が、前記n側歪み超格子層又は前記p側歪み超格子層である。これによって、しきい値電流の低いレーザ発振素子を構成できる。

【0035】また、前記レーザ発振素子では、前記p側クラッド層と活性層との間、又は前記p側クラッド層と活性層との間の少なくとも一方に、Inを含む窒化物半導体又はGaNからなり、不純物濃度が $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下である光ガイド層が形成されることが好ましい。この光ガイド層は、前記活性層で発生する光の吸収率が低いので、活性層の発光を消費させることが少なく、低利得で発振可能なレーザ素子を実現できる。本発明では、光の吸収率を低くするために、前記光ガイド層の不純物濃度は $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以下であることがより好ましく、 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ 以下であることがさらに好ましく、アンドープであることが最も好ましい。尚、前記光

ガイド層を超格子構造にしてもよい。

【0036】さらに、前記光ガイド層と活性層との間に、活性層の井戸層及び前記光ガイド層のバンドギャップエネルギーよりも大きいバンドギャップエネルギーを有する、膜厚 $0.1 \mu\text{m}$ 以下の窒化物半導体よりなるキャップ層が形成されることが好ましく、そのキャップ層の不純物濃度は $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以上に設定することが好ましい。このように、バンドギャップエネルギーの大きな前記キャップ層を形成することにより、リーク電流を少なくすることができる。この光ガイド層及びキャップ層はp導電側窒化物半導体層側に形成されているとより効果的である。

【0037】また本発明においては、第1～第3の窒化物半導体素子は、窒化物半導体とは異なる材料よりなる異種基板上に窒化物半導体層を成長させ、該成長された窒化物半導体層上に、該窒化物半導体層の表面を部分的に露出させるように保護膜を形成した後、露出された窒化物半導体層から前記保護膜を覆うように成長された窒化物半導体からなる窒化物半導体基板の上に形成することが好ましい。これによって、第1～第3の窒化物半導体素子の各層を結晶性よく形成できるので、優れた特性を有する窒化物半導体素子を形成することができる。本願発明では、この異種基板、及び保護膜は、窒化物半導体素子が形成された（又はされるべき）窒化物半導体層を基板として残して、素子成長前または素子成長後に除去してもよい。

【0038】

【発明の実施の形態】図1は本発明に係る一実施形態の窒化物半導体素子の構造を示す模式的な断面図である。この実施形態の窒化物半導体素子は、活性層端面を共振面とする電極ストライプ型のレーザ素子（従って、以下単に実施形態のレーザ素子という。）であって、図1は、レーザ光の共振方向に垂直な方向で素子を切断した際の断面を模式的に示している。以下、図1を参照して本発明の実施形態について説明する。

【0039】まず、図1において、各符号は以下のものを示す。10は、窒化物半導体と異なる材料よりなる異種基板、例えばサファイア、スピネル、SiC、Si、GaAs、ZnO等の材料よりなる基板の上に成長された、例えば膜厚 $10 \mu\text{m}$ 以上のGaN基板を示す。なお、異種基板は、図1に示すように、GaN基板10を形成した後除去してもよいし、後述する実施例に示すように除去しないで用いてもよい（図4）。11は、Siドーパn型GaNよりなるバッファ層、兼n側コンタクト層を示す。12は、活性層から離れた位置にあり、例えば膜厚40オングストロームのSiドーパn型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ （第1の窒化物半導体層）と膜厚40オングストロームのアンドープ（undoped）GaN層（第2の窒化物半導体層）とが交互に100層積層されてなる超格子構造のn側クラッド層を示す。13は、n



側クラッド層12と、活性層14との間にあり、n側クラッド層12の $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりも小さいバンドギャップエネルギーを有する、例えばアンドープ $\text{GaN}$ よりなるn側ガイド層を示す。14は、膜厚30オングストロームの $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなる井戸層3層と、井戸層よりもバンドギャップエネルギーが大きい膜厚30オングストロームの $\text{In}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ よりなる障壁層2層とが交互に合計5層積層されてなる多重量子井戸構造の活性層を示す。15は、活性層14の井戸層のバンドギャップエネルギーよりも大きく、p側光ガイド層16のバンドギャップエネルギーよりも大きい、例えば $\text{Mg}$ ドープp型 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ よりなるp側キャップ層を示す。このp側キャップ層15のバンドギャップエネルギーは好ましくは、超格子構造のp側クラッド層17のバンドギャップエネルギーの小さい方の窒化物半導体層(第4の窒化物半導体層)よりも大きくする。16は、p側クラッド層17と、活性層14との間にあり、p側クラッド層17の $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりも小さいバンドギャップエネルギーを有する、例えばアンドープ $\text{GaN}$ よりなるp側ガイド層を示す。17は、活性層から離れた位置にあり、例えば膜厚40オングストロームの $\text{Mg}$ ドープp型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ と膜厚40オングストロームのアンドープ(undoped)  $\text{GaN}$ 層とが交互に100層積層されてなる超格子構造のp側クラッド層を示す。18は、p側クラッド層17の $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりも小さいバンドギャップエネルギーを有する、例えば $\text{Mg}$ ドープ $\text{GaN}$ よりなるp側コンタクト層を示す。

【0040】このように本発明の実施形態のレーザ素子は、 $\text{GaN}$ 基板10の上に上述の各窒化物半導体層11~18が積層された構造を有しており、p側クラッド層17から上の窒化物半導体層はストライプリッジが形成され、リッジ最表面にあるp側コンタクト層18のほぼ全面にp電極21が形成されている。一方、窒化物半導体層上部からエッチングされて露出されたn側バッファ層11の表面にはn電極23が形成されている。本実施の形態では、n電極23はn側バッファ層11の表面に形成されているが、基板として $\text{GaN}$ 基板10を用いているので、n電極を形成する部分を $\text{GaN}$ 基板10までエッチングして $\text{GaN}$ 基板10の表面を露出させ、その露出させた $\text{GaN}$ 基板10の表面にn電極を形成して同一面側にp電極とn電極とを設ける構造とすることもできる。またn電極23とp電極21との間に露出している窒化物半導体表面には、例えば $\text{SiO}_2$ からなる絶縁膜25が設けられ、その絶縁膜25の窓部を介してそれぞれボンディング用としてpパッド電極22とnパッド電極24が設けられている。なお先にも述べたように、本明細書において、活性層とp電極との間にある窒化物半導体層は、窒化物半導体層の導電型に関わらず、総称してp側窒化物半導体層といい、その活性層と $\text{Ga}$

$\text{N}$ 基板10との間にある窒化物半導体層を総称してn側窒化物半導体層という。

【0041】本発明の実施形態のレーザ素子では、図1に示す活性層14の下部にあるn側窒化物半導体層中において、活性層14と離れた位置に、バンドギャップエネルギーの大きな第1の窒化物半導体層と、第1の窒化物半導体層よりもバンドギャップエネルギーの小さな第2の窒化物半導体層とが積層されて、互いに不純物濃度が異なる超格子構造のn側クラッド層12を有している。超格子層を構成する第1の窒化物半導体層、第2の窒化物半導体層の膜厚は100オングストローム以下、さらに好ましくは70オングストローム以下、最も好ましくは10~40オングストロームの膜厚に調整する。100オングストロームよりも厚いと、第1の窒化物半導体層及び第2の窒化物半導体層が弾性歪み限界以上の膜厚となり、膜中に微小なクラック、あるいは結晶欠陥が入りやすい傾向にある。本発明では、第1の窒化物半導体層、第2の窒化物半導体層の膜厚の下限は特に限定されず、1原子層以上であればよいが、前記のように10オングストローム以上が最も好ましい。さらに第1の窒化物半導体層は少なくとも $\text{Al}$ を含む窒化物半導体、好ましくは $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  ( $0 < x \leq 1$ ) を成長させる方が望ましい。一方、第2の窒化物半導体は第1の窒化物半導体よりもバンドギャップエネルギーが小さい窒化物半導体であればどのようなものでも良いが、好ましくは $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$  ( $0 \leq y < 1, x > y$ )、 $\text{In}_z\text{Ga}_{1-z}\text{N}$  ( $0 \leq z < 1$ ) のような2元混晶、3元混晶の窒化物半導体が成長させやすく、また結晶性の良いものが得られやすい。その中でも特に好ましくは第1の窒化物半導体は $\text{In}$ 、 $\text{Ga}$ を含まない $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  ( $0 < x < 1$ ) とし、第2の窒化物半導体は $\text{Al}$ を含まない $\text{In}_z\text{Ga}_{1-z}\text{N}$  ( $0 \leq z < 1$ ) とし、中でも結晶性に優れた超格子を得る目的で、 $\text{Al}$ 混晶比(Y値) 0.3以下の $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  ( $0 < x \leq 0.3$ ) と、 $\text{GaN}$ の組み合わせが最も好ましい。

【0042】また、 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  ( $0 < x < 1$ ) を用いて第1の窒化物半導体を形成し、 $\text{GaN}$ を用いて第2の窒化物半導体を形成した場合、以下のような製造上優れた利点を有する。すなわち、有機金属気体層成長法(MOCVD)による $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  ( $0 < x < 1$ ) 層及び $\text{GaN}$ 層の形成においては、いずれの層も同じ $\text{H}_2$ 雰囲気中で成長させることができる。従って、雰囲気を変えることなく $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  ( $0 < x < 1$ ) 層と $\text{GaN}$ 層とを交互に成長させることにより超格子層を形成することができる。このことは、数10から数100層を積層して形成する必要がある超格子層を製造する上で極めて大きな利点である。

【0043】光閉じ込め層、及びキャリア閉じ込め層としてクラッド層を形成する場合、活性層の井戸層よりもバンドギャップエネルギーの大きい窒化物半導体を成長



させる必要がある。バンドギャップエネルギーの大きな窒化物半導体層とは、即ちA1混晶比の高い窒化物半導体である。従来ではA1混晶比の高い窒化物半導体を厚膜で成長させると、クラックが入りやすくなるため、結晶成長が非常に難しかった。しかしながら本発明のように超格子層にすると、超格子層を構成する第1の窒化物半導体層としてのA1Ga<sub>N</sub>層をA1混晶比の多少高い層としても、弾性臨界膜厚以下の膜厚で成長させているのでクラックが入りにくい。そのため、本発明では、A1混晶比の高い層を結晶性良く成長できるので、光閉じ込め、キャリア閉じ込め効果の高いクラッド層を形成することができ、レーザ素子では閾値電圧、LED素子ではV<sub>f</sub>（順方向電圧）を低下させることができる。

【0044】さらに、本発明に係る実施の形態のレーザ素子では、このn側クラッド層12の第1の窒化物半導体層と第2の窒化物半導体層とのn型不純物濃度が互いに異なるように設定する。これはいわゆる変調ドーピングと呼ばれるもので、一方の層のn型不純物濃度を小さく、好ましくは不純物をドーピングしない状態（アンドーピング）として、もう一方の層に高濃度にドーピングすると、閾値電圧、V<sub>f</sub>等を低下させることができる。これは不純物濃度の低い層を超格子層中に存在させることにより、その層の移動度が大きくなり、また不純物濃度が高濃度の層も同時に存在することにより、キャリア濃度が高いままで超格子層が形成できることによる。つまり、不純物濃度が低い移動度の高い層と、不純物濃度が高いキャリア濃度が大きい層とが同時に存在することにより、キャリア濃度が大きく、移動度も大きい層がクラッド層となるために、閾値電圧、V<sub>f</sub>が低下すると推察される。

【0045】バンドギャップエネルギーの大きな窒化物半導体層に高濃度に不純物をドーピングした場合、この変調ドーピングにより高不純物濃度層と、低不純物濃度層との間に二次元電子ガスができ、この二次元電子ガスの影響により抵抗率が低下すると推察される。例えば、n型不純物がドーピングされたバンドギャップの大きい窒化物半導体層と、バンドギャップが小さいアンドーピングの窒化物半導体層とを積層した超格子層では、n型不純物を添加した層と、アンドーピングの層とのヘテロ接合界面で、障壁層側が空乏化し、バンドギャップの小さい層側の厚さ前後の界面に電子（二次元電子ガス）が蓄積する。この二次元電子ガスがバンドギャップの小さい側にできるので、電子が走行するときに不純物による散乱を受けないため、超格子の電子の移動度が高くなり、抵抗率が低下する。なおp側の変調ドーピングも同様に二次元正孔ガスの影響によると推察される。またp層の場合、A1Ga<sub>N</sub>はGa<sub>N</sub>に比較して抵抗率が高い。そこでA1Ga<sub>N</sub>の方にp型不純物を多くドーピングすることにより抵抗率が低下するために、超格子層の実質的な抵抗率が低下するので素子を作製した場合に、閾値が低下する傾向にあると推察される。

【0046】一方、バンドギャップエネルギーの小さな窒化物半導体層に高濃度に不純物をドーピングした場合、以下のような作用があると推察される。例えばA1Ga<sub>N</sub>層とGa<sub>N</sub>層にMgを同量でドーピングした場合、A1Ga<sub>N</sub>層ではMgのアクセプター準位の深さが大きく、活性化率が小さい。一方、Ga<sub>N</sub>層のアクセプター準位の深さはA1Ga<sub>N</sub>層に比べて浅く、Mgの活性化率は高い。例えばMgを $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ ドーピングしてもGa<sub>N</sub>では $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 程度のキャリア濃度であるのに対し、A1Ga<sub>N</sub>では $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3$ 程度のキャリア濃度しか得られない。そこで、本発明ではA1Ga<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub>とて超格子とし、高キャリア濃度が得られるGa<sub>N</sub>層の方に多く不純物をドーピングすることにより、高キャリア濃度の超格子が得られるものである。しかも超格子としているため、トンネル効果でキャリアは不純物濃度の少ないA1Ga<sub>N</sub>層を移動するため、実質的にキャリアはA1Ga<sub>N</sub>層の作用は受けず、A1Ga<sub>N</sub>層はバンドギャップエネルギーの高いクラッド層として作用する。従って、バンドギャップエネルギーの小さな方の窒化物半導体層に不純物を多くドーピングしても、レーザ素子、LED素子の閾値を低下させる上で非常に効果的である。なおこの説明はp型層側に超格子を形成する例について説明したが、n層側に超格子を形成する場合においても、同様の効果がある。

【0047】バンドギャップエネルギーが大きい第1の窒化物半導体層にn型不純物を多くドーピングする場合、第1の窒化物半導体層への好ましいドーピング量としては、 $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ 、さらに好ましくは $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3 \sim 5 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ の範囲に調整する。 $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3$ よりも少ないと、第2の窒化物半導体層との差が少なくなると、キャリア濃度の大きい層が得られにくい傾向にあり、また $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ よりも多いと、素子自体のリーク電流が多くなりやすい傾向にある。一方、第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度は第1の窒化物半導体層よりも少なければ良く、好ましくは $1/10$ 以上少ない方が望ましい。最も好ましくはアンドーピングとすると最も移動度の高い層が得られるが、膜厚が薄いため、第1の窒化物半導体側から拡散してくるn型不純物があり、その量は $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下が望ましい。n型不純物としてはSi、Ge、Se、S、O等の周期律表第IVB族、VIB族元素を選択し、好ましくはSi、Ge、Sをn型不純物とする。この作用は、バンドギャップエネルギーが大きい第1の窒化物半導体層にn型不純物を少なくドーピングして、バンドギャップエネルギーが小さい第2の窒化物半導体層にn型不純物を多くドーピングする場合も同様である。

【0048】また、本発明の実施の形態のレーザ素子では、図1に示す活性層14の上部にあるp側窒化物半導体層中において、活性層14と離れた位置に、バンドギャップエネルギーの大きな第3の窒化物半導体層と、第

3の窒化物半導体層よりもバンドギャップエネルギーの小さな第4の窒化物半導体層とが積層されてなり、互いの不純物濃度が異なる超格子構造のp側クラッド層17を有している。このp側クラッド層17の超格子層を構成する第3、第4の窒化物半導体層の膜厚も、n側クラッド層12と同じく、100オングストローム以下、さらに好ましくは70オングストローム以下、最も好ましくは10~40オングストロームの膜厚に調整する。同様に、第3の窒化物半導体層は少なくともAlを含む窒化物半導体、好ましくは $Al_xGa_{1-x}N$  ( $0 < x \leq 1$ ) を成長させることが望ましく、第4の窒化物半導体は好ましくは $Al_yGa_{1-y}N$  ( $0 \leq y < 1, x > y$ )、 $In_zGa_{1-z}N$  ( $0 \leq z \leq 1$ ) のような2元混晶、3元混晶の窒化物半導体を成長させることが望ましい。

【0049】p側クラッド層17を超格子構造とすると、超格子構造がレーザ素子に与える作用は、n側クラッド層12の作用と同じであるが、さらにn層側に形成した場合に加えて次のような作用がある。即ち、p型窒化物半導体はn型窒化物半導体に比べて、通常抵抗率が2桁以上高い。そのため超格子層をp層側に形成することにより、閾値電圧を低くする効果が顕著に現れる。詳しく説明すると窒化物半導体はp型結晶が非常に得られにくい半導体であることが知られている。p型結晶を得るためp型不純物をドーパした窒化物半導体層をアニーリングして、水素を除去する技術が知られている（特許第2540791号）。しかしp型が得られたといってもその抵抗率は数 $\Omega \cdot cm$ 以上もある。そこで、このp型層を超格子層とすることにより結晶性が良くなり、抵抗率が1桁以上低下するため閾値電圧を低くすることができる。

【0050】p側クラッド層17の第3の窒化物半導体層と第4の窒化物半導体層とのp型不純物濃度が異なり、一方の層の不純物濃度を大きく、もう一方の層の不純物濃度を小さくする。n側クラッド層12と同様に、バンドギャップエネルギーの大きな第3の窒化物半導体層の方のp型不純物濃度を大きくして、バンドギャップエネルギーの小さな第4のp型不純物濃度を小さく、好ましくはアンドープとすると、閾値電圧、 $V_f$ 等を低下させることができる。またその逆の構成も可能である。つまりバンドギャップエネルギーの大きな第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度を小さくして、バンドギャップエネルギーの小さな第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度を大きくしても良い。理由は先に述べたとおりである。

【0051】第3の窒化物半導体層への好ましいドーパ量としては $1 \times 10^{18}/cm^3 \sim 1 \times 10^{21}/cm^3$ 、さらに好ましくは $1 \times 10^{19}/cm^3 \sim 5 \times 10^{20}/cm^3$ の範囲に調整する。 $1 \times 10^{18}/cm^3$ よりも少ないと、同様に第4の窒化物半導体層との差が少なくなつて、同様にキャリア濃度の大きい層が得られにくい傾向にあり、また

$1 \times 10^{21}/cm^3$ よりも多いと、結晶性が悪くなる傾向にある。一方、第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度は第3の窒化物半導体層よりも少なければ良く、好ましくは $1/10$ 以上少ない方が望ましい。最も移動度の高い層を得るためには、アンドープとすることが最も好ましい。現実には、膜厚が薄いので、第3の窒化物半導体側から拡散してくるp型不純物があると考えられるが、本願発明において良好な結果を得るためには、その量は $1 \times 10^{20}/cm^3$ 以下が望ましい。尚、p型不純物としてはMg、Zn、Ca、Be等の周期律表第IIA族、IIB族元素を選択し、好ましくはMg、Ca等をp型不純物とする。この作用は、バンドギャップエネルギーが大きい第3の窒化物半導体層にp型不純物を少なくドーパして、バンドギャップエネルギーが小さい第4の窒化物半導体層にp型不純物を多くドーパする場合も同様である。

【0052】さらにまた超格子を構成する窒化物半導体層において、不純物が高濃度にドーパされる層は、それぞれ厚さ方向に対し、半導体層中央部（第2の窒化物半導体層又は第4の窒化物半導体層から離れた位置）の不純物濃度が大きく、両端部近傍（第2の窒化物半導体層又は第4の窒化物半導体層に近接する部分）の不純物濃度が小さく（好ましくはアンドープ）なるようにすることが望ましい。具体的に説明すると、例えばn型不純物としてSiをドーパしたAlGaInと、アンドープのGaIn層とで超格子層を形成した場合、AlGaInはSiをドーパしているのドナーとして電子を伝導帯に出すが、電子はポテンシャルの低いGaInの伝導帯に落ちる。GaIn結晶中にはドナー不純物をドーパしていないので、不純物によるキャリアの散乱を受けない。そのため電子は容易にGaIn結晶中を動くことができ、実質的な電子の移動度が高くなる。これは前述した二次元電子ガスの効果と類似しており、電子横方向の実質的な移動度が高くなり、抵抗率が小さくなる。さらに、バンドギャップエネルギーの大きいAlGaInにおいて、GaIn層から比較的離れた中央領域にn型不純物を高濃度にドーパすると効果はさらに大きくできる。即ちGaIn中を移動する電子のうち、AlGaIn層に近い部分を通過する電子は、AlGaIn層中のGaIn層に近接する部分にあるn型不純物イオン（この場合Si）の散乱を多少なりとも受ける。しかし、上述のようにAlGaIn層において、GaIn層に近接する部分をアンドープとすると、AlGaIn層に近い部分を通過する電子がSiの散乱を受けにくくなるので、さらにアンドープGaIn層の移動度が向上するのである。作用は若干異なるが、p層側の第3の窒化物半導体層と第4の窒化物半導体層とで超格子を構成した場合も類似した効果があり、バンドギャップエネルギーの大きい第3の窒化物半導体層の中央部領域に、p型不純物を多くドーパし、第4の窒化物半導体層に近接する部分を少なくするか、あるいはアンドープ

とすることが望ましい。一方バンドギャップエネルギーの小さな窒化物半導体層にn型不純物を多くドーブした層を、前記不純物濃度の構成とすることもできるが、バンドギャップエネルギーの小さな方に不純物を多くドーブした超格子では、その効果は少ない傾向にある。

【0053】以上、n側クラッド層12、p側クラッド層17を超格子層とすることについて説明したが、本発明では超格子層は、この他、コンタクト層としてのn側バッファ層11、n側光ガイド層13、p側キャップ層15、p側光ガイド層16、p側コンタクト層18等を超格子構造とすることができる。つまり活性層から離れた層、活性層に接した層、どの層でも超格子層とすることができる。特にn電極が形成されるn側バッファ層11を超格子とすると、前記HEMTに類似した効果が現れやすい。

【0054】さらに、本発明の実施形態のレーザ素子においては、図1に示すように、超格子層からなるn側クラッド層12と活性層14との間に、不純物（この場合n型不純物）濃度が $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下に調整されたn側光ガイド層13が形成されている。このn側光ガイド層13は、アンドープとしても、n型不純物が他の層から拡散して入ってくる可能性があるが、本発明においては、 $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下のドーブ量であれば、光ガイド層として動作し本願発明の効果を損なうことはない。しかしながら、本発明において、n側光ガイド層13の不純物濃度は $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 以下であることが好ましく、 $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3$ 以下であることがさらに好ましく、アンドープであることが最も好ましい。また、このn側光ガイド層はInを含む窒化物半導体、またはGaNで構成することが望ましい。

【0055】また実施形態のレーザ素子においては、超格子層からなるp側クラッド層17と活性層14との間に、不純物（この場合p型不純物）濃度が $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下に調整されたp側光ガイド層16が形成されている。本発明において、p側光ガイド層16の不純物濃度は、 $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下であればよいが、好ましい不純物濃度は $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 以下であり、最も好ましくはアンドープとする。窒化物半導体の場合、アンドープとすると、通常n型の導電性を示すが、本発明は、このp側光ガイド層16の導電性はn又はpのいずれでもよく、本明細書においては、導電型にかかわらずp側光ガイド層と呼ぶ。また、実際には、p型不純物が他の層から拡散してこのp側光ガイド層16に入ってくる可能性もある。尚、このp側光ガイド層もInを含む窒化物半導体、またはGaNで構成することが望ましい。

【0056】なぜ、活性層とクラッド層との間にアンドープの窒化物半導体を存在させることが好ましいのかは次の通りである。即ち、窒化物半導体の場合、活性層の発光は通常360～520nm、特に380～450nmを目的として設計される。アンドープの窒化物半導体

はn型不純物、p型不純物をドーブした窒化物半導体に比較して、前記波長を有する光の吸収率が低い。従って、アンドープの窒化物半導体を、発光する活性層と、光閉じ込め層としてのクラッド層との間に挟むことにより、活性層の発光を消衰させることが少ないので、低利得で発振するレーザ素子が実現でき、閾値電圧を低くすることができる。尚、この効果は、光ガイド層の不純物濃度が、 $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下であれば確認できる。

【0057】従って、本発明の好ましい組み合わせとしては、活性層と離れた位置に不純物が変調ドーブされた超格子構造を有するクラッド層を有し、そのクラッド層と活性層との間に、不純物濃度が低い、好ましくはアンドープのガイド層を有する発光素子である。

【0058】さらに好ましい態様として、本発明の発光素子では、p側光ガイド層16と活性層14との間に、活性層の井戸層、及びp側光ガイド層16界面のバンドギャップエネルギーよりも大きいバンドギャップエネルギーを有する膜厚0.1μm以下の窒化物半導体よりなるp側キャップ層15が形成されており、そのp側キャップ層の不純物濃度が $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 以上に調整されている。このp型キャップ層15の膜厚は0.1μm以下、さらに好ましくは500オングストローム以下、最も好ましくは300オングストローム以下に調整する。0.1μmより厚い膜厚で成長させると、p型キャップ層15中にクラックが入りやすくなり、結晶性の良い窒化物半導体層が成長しにくいからである。このようにバンドギャップエネルギーが大きな層を活性層に接して、0.1μm以下の薄膜で形成することにより、発光素子のリーク電流が少なくなる傾向にある。これによって、n層側から注入された電子が、キャップ層のエネルギーバリアの障壁により、活性層内に溜まり、電子と正孔との再結合の確率が高くなるために素子自体の出力を向上させることができる。また、不純物濃度は $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 以上に調整する必要がある。このキャップ層は比較的Al混晶比の高い層であり、Al混晶比の高い層は高抵抗になりやすい。このため不純物をドーブすることによりキャリア濃度を高くして抵抗率を下げてやらないと、この層が高抵抗なi層のようになり、p-i-n構造となって電流電圧特性が悪くなる傾向にあるからである。なお、このp側にあるキャップ層は、n側に形成してもよい。n側に形成する場合は、n型不純物をドーブしてもしなくても良い。

【0059】以上のように構成された実施形態のレーザ素子は、n側クラッド層12及びp側クラッド層17を超格子構造で構成しているため、n側クラッド層12及びp側クラッド層17の電気抵抗を低くでき、閾値電圧を低くできしかも長時間のレーザ発振が可能である。また、本実施形態のレーザ素子では、n側クラッド層12及びp側クラッド層17を超格子構造で構成する以外にも、上述したように種々の手段を講じて、さらなる閾値

電圧の低減を可能としている。

【0060】以上の実施形態では、n側クラッド層12及びp側クラッド層17を超格子構造としたが、本発明はこれに限らず、n側クラッド層12及びp側クラッド層17のうちのどちらか一方を超格子構造としてもよい。以上のようにしても閾値電圧を従来例に比較して低くできる。

【0061】また、実施形態では、n側クラッド層12及びp側クラッド層17を超格子構造としたが、本発明はこれに限らず、n側クラッド層12及びp側クラッド層17以外のp側及びn側の窒化物半導体層のいずれか1つ以上が超格子構造であればよい。以上のように構成しても、閾値電圧を従来例に比較して低くできる。

【0062】以上の実施形態では、レーザ素子においてn側クラッド層12及びp側クラッド層17を超格子構造としたが、本発明はこれに限らず、発光ダイオード(LED)等、他の窒化物半導体素子に適用できることはいうまでもない。以上のように構成することにより、発光ダイオードでは、Vf(順方向電圧)を下げることができる。

【0063】

【実施例】以下、図1、図2を元に本発明の実施例を詳説する。図2は図1のレーザ素子の形状を示す斜視図である。

【0064】[実施例1] サファイア(C面)よりなる基板の上にGa<sub>0.8</sub>Nよりなるバッファ層を介してGa<sub>0.8</sub>Nよりなる単結晶を50μmの膜厚で成長させたGa<sub>0.8</sub>N基板10を用意する。このGa<sub>0.8</sub>N基板10を反応容器内にセットし、温度を1050℃まで上げ、キャリアガスに水素、原料ガスにアンモニアとTMG(トリメチルガリウム)、不純物ガスとしてシランガスを用い、Ga<sub>0.8</sub>N基板10上にSiを $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープしたGa<sub>0.8</sub>Nよりなるn側バッファ層11を4μmの膜厚で成長させる。このバッファ層は、図1のような構造の発光素子を作製した場合にはn電極を形成するためのコンタクト層としても作用する。さらに、このn側バッファ層は高温で成長させるバッファ層であり、例えばサファイア、SiC、スピネルのように窒化物半導体と異なる材料よりなる基板の上に、900℃以下の低温において、Ga<sub>0.8</sub>N、Al<sub>0.2</sub>N等を、0.5μm以下の膜厚で直接成長させるバッファ層とは区別される。

【0065】(n側クラッド層12=超格子層) 続いて、1050℃でTMA(トリメチルアルミニウム)、TMG、アンモニア、シランガスを用い、Siを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープしたn型Al<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>Nよりなる第1の層を40オングストロームの膜厚で成長させ、続いてシランガス、TMAを止め、アンドープのGa<sub>0.8</sub>Nよりなる第2の層を40オングストロームの膜厚で成長させる。そして第1層+第2層+第1層+第2層+・・・というように超格子層を構成し、それぞれ100層ずつ交

互に積層し、総膜厚0.8μmの超格子よりなるn側クラッド層12を成長させる。

【0066】(n側光ガイド層13) 続いて、シランガスを止め、1050℃でアンドープGa<sub>0.8</sub>Nよりなるn側光ガイド層13を0.1μmの膜厚で成長させる。このn側光ガイド層は、活性層の光ガイド層として作用し、Ga<sub>0.8</sub>N、InGa<sub>0.8</sub>Nを成長させることが望ましく、通常100オングストローム～5μm、さらに好ましくは200オングストローム～1μmの膜厚で成長させることが望ましい。またこの層をアンドープの超格子層とすることもできる。超格子層とする場合にはバンドギャップエネルギーは活性層より大きく、n側クラッド層のAl<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>Nよりも小さくする。

【0067】(活性層14) 次に、原料ガスにTMG、TMI、アンモニアを用いて活性層14を成長させる。活性層14は温度を800℃に保持して、アンドープIn<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>Nよりなる井戸層を25オングストロームの膜厚で成長させる。次にTMIのモル比を変化させるのみで同一温度で、アンドープIn<sub>0.01</sub>Ga<sub>0.99</sub>Nよりなる障壁層を50オングストロームの膜厚で成長させる。この操作を2回繰り返し、最後に井戸層を積層した総膜厚175オングストロームの多重量子井戸構造(MQW)の活性層を成長させる。活性層は本実施例のようにアンドープでもよいし、またn型不純物及び/又はp型不純物をドープしても良い。不純物は井戸層、障壁層両方にドープしても良く、いずれか一方にドープしてもよい。

【0068】(p側キャップ層15) 次に、温度を1050℃に上げ、TMG、TMA、アンモニア、Cp2Mg(シクロペンタジエニルマグネシウム)を用い、p側光ガイド層16よりもバンドギャップエネルギーが大きい、Mgを $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープしたp型Al<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub>Nよりなるp側キャップ層17を300オングストロームの膜厚で成長させる。このp型キャップ層15は前に述べたように、0.1μm以下の巻く厚保で形成し、膜厚の下限は特に限定しないが、10オングストローム以上の膜厚で形成することが望ましい。

【0069】(p側光ガイド層16) 続いてCp2Mg、TMAを止め、1050℃で、バンドギャップエネルギーがp側キャップ層15よりも小さい、アンドープGa<sub>0.8</sub>Nよりなるp側光ガイド層16を0.1μmの膜厚で成長させる。この層は、活性層の光ガイド層として作用し、n型光ガイド層13と同じくGa<sub>0.8</sub>N、InGa<sub>0.8</sub>Nで成長させることが望ましい。なお、このp側光ガイド層をアンドープの窒化物半導体、不純物をドープした窒化物半導体よりなる超格子層とすることもできる。超格子層とする場合にはバンドギャップエネルギーは活性層の井戸層より大きく、p側クラッド層のAl<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>Nよりも小さくする。

【0070】(p側クラッド層17) 続いて、1050

℃でMgを $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ ドープしたp型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなる第3の層を40オングストロームの膜厚で成長させ、続いてTMAのみを止め、アンドープGaNよりなる第4の層を40オングストロームの膜厚で成長させる。そしてこの操作をそれぞれ100回繰り返し、総膜厚0.8 $\mu\text{m}$ の超格子層よりなるp側クラッド層17を形成する。

【0071】(p側コンタクト層18)最後に、1050℃で、p側クラッド層17の上に、Mgを $2 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ ドープしたp型GaNよりなるp側コンタクト層18を150オングストロームの膜厚で成長させる。p側コンタクト層18はp型の $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$  ( $0 \leq x, 0 \leq y, x+y \leq 1$ )で構成することができ、好ましくはMgをドープしたGaNとすれば、p電極21と最も好ましいオーミック接触が得られる。またp型 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ を含む超格子構造のp側クラッド層17に接して、バンドギャップエネルギーの小さい窒化物半導体をp側コンタクト層として、その膜厚を500オングストローム以下と薄くしているために、実質的にp側コンタクト層18のキャリア濃度が高くなりp電極と好ましいオーミックが得られて、素子の閾値電流、電圧が低下する。

【0072】以上のようにして窒化物半導体を成長させたウェーハを反応容器内において、窒素雰囲気中700℃でアニーリングを行い、p型不純物をドープした層をさらに低抵抗化させる。

【0073】アニーリング後、ウェーハを反応容器から取り出し、図1に示すように、RIE装置により最上層のp側コンタクト層18と、p側クラッド層17とをエッチングして、4 $\mu\text{m}$ のストライプ幅を有するリッジ形状とする。このように、活性層よりも上部にある層をストライプ状のリッジ形状とすることにより、活性層の発光がストライプリッジの下に集中するようになって閾値が低下する。特に超格子層よりなるp側クラッド層17以上の層をリッジ形状とすることが好ましい。

【0074】次にリッジ表面にマスクを形成し、RIEにてエッチングを行い、n側バッファ層11の表面を露出させる。露出させたこのn側バッファ層11はn電極23を形成するためのコンタクト層としても作用する。なお図1ではn側バッファ層11をコンタクト層としているが、GaN基板10までエッチングを行い、露出したGaN基板10をコンタクト層とすることもできる。

【0075】次にp側コンタクト層18のリッジ最表面にNiとAuよりなるp電極21をストライプ状に形成する。p側コンタクト層と好ましいオーミックが得られるp電極21の材料としては、例えばNi、Pt、Pd、Ni/Au、Pt/Au、Pd/Au等を挙げることができる。

【0076】一方、TiとAlよりなるn電極23を先ほど露出させたn側バッファ層11の表面にストライプ

状に形成する。n側バッファ層11、またはGaN基板10と好ましいオーミックが得られるn電極23の材料としてはAl、Ti、W、Cu、Zn、Sn、In等の金属若しくは合金が好ましい。

【0077】次に、図1に示すようにp電極21と、n電極23との間に露出した窒化物半導体層の表面に $\text{SiO}_2$ よりなる絶縁膜25を形成し、この絶縁膜25を介してp電極21と電氣的に接続したpパッド電極22、及びnパッド電極24を形成する。このpパッド電極22は実質的なp電極21の表面積を広げて、p電極側をワイヤーボンディング、ダイボンディングできるようにする作用がある。一方、nパッド電極24はn電極23の剥がれを防止する作用がある。

【0078】以上のようにして、n電極とp電極とを形成したウェーハを研磨装置に移送し、ダイヤモンド研磨剤を用いて、窒化物半導体を形成していない側のサファイア基板をラッピングし、サファイア基板の厚さを70 $\mu\text{m}$ とする。ラッピング後、さらに細かい研磨剤で1 $\mu\text{m}$ ポリシングして基板表面を鏡面状とし、Au/Snで全面をメタライズする。

【0079】その後、Au/Sn側をスクライブして、ストライプ状の電極に垂直な方向でバー状に劈開し、劈開面に共振器を作製する。共振器面に $\text{SiO}_2$ と $\text{TiO}_2$ よりなる誘電体多層膜を形成し、最後にp電極に平行な方向で、バーを切断してレーザチップとした。次にチップをフェースアップ(基板とヒートシンクとが対向した状態)でヒートシンクに設置し、それぞれの電極をワイヤーボンディングして、室温でレーザ発振を試みたところ、室温において、閾値電流密度2.0kA/cm<sup>2</sup>、閾値電圧4.0Vで、発振波長405nmの連続発振が確認され、1000時間以上の寿命を示した。

【0080】[実施例2]図3は本発明の他の実施例に係るレーザ素子の構造を示す模式的な断面図であり、図1と同じくレーザ光の共振方向に垂直な方向で素子を切断した際の図を示している。以下この図を元に実施例2について説明する。尚、図3において、図1及び図2と同様のものには同様の符号を付して示す。

【0081】サファイア(C面)よりなる基板の上にGaNよりなるバッファ層を介してSiを $5 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ ドープしたGaNよりなる単結晶を150 $\mu\text{m}$ の膜厚で成長させたGaN基板10を用意する。このGaN基板10の上に実施例1と同様にして、n側バッファ層11を成長させる。

【0082】(クラック防止層19)n側バッファ層11成長後、温度を800℃にして、原料ガスにTMG、TMI、アンモニア、不純物ガスにシランガスを用い、Siを $5 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ ドープした $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ よりなるクラック防止層19を500オングストロームの膜厚で成長させる。このクラック防止層19はInを含むn型の窒化物半導体、好ましくはInGaNで成長さ

せることにより、Alを含む窒化物半導体層中にクラックが入るのを防止することができる。なおこのクラック防止層は100オングストローム以上、 $0.5\mu\text{m}$ 以下の膜厚で成長させることが好ましい。100オングストロームよりも薄いと前記のようにクラック防止として作用しにくく、 $0.5\mu\text{m}$ よりも厚いと、結晶自体が黒変する傾向にある。

【0083】クラック防止層19成長後、実施例1と同様にして、変調ドーパされた超格子よりなるn側クラッド層12と、アンドープn側光ガイド層13を成長させる。

【0084】(n側キャップ層20)続いてTMG、TMA、アンモニア、シランガスを用い、n側光ガイド層13よりもバンドギャップエネルギーが大きい、Siを $5\times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドーパしたn型 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ よりなるn側キャップ層20を300オングストロームの膜厚で成長させる。

【0085】後は実施例1と同様にして活性層14、p側キャップ層15、アンドープp側光ガイド層16、変調ドーパされた超格子よりなるp側クラッド層17、p側コンタクト層18を成長させる。

【0086】窒化物半導体層成長後、同様にしてアニーリングを行い、p型不純物をドーパした層をさらに低抵抗化させ、アニーリング後、図3に示すように最上層のp側コンタクト層18と、p側クラッド層17とをエッチングして、 $4\mu\text{m}$ のストライプ幅を有するリッジ形状とする。

【0087】リッジ形成後、p側コンタクト層18のリッジ最表面にNi/Auよりなるp電極21をストライプ状に形成し、p電極21以外の最表面の窒化物半導体層のSiO<sub>2</sub>よりなる絶縁膜25を形成し、この絶縁膜25を介してp電極21と電氣的に接続したpパッド電極22を形成する。

【0088】以上のようにして、p電極を形成したウェーハを研磨装置に移送し、サファイア基板を研磨により除去し、GaN基板10の表面を露出させる。露出したGaN基板表面のほぼ全面にTi/Alよりなるn電極23を形成する。

【0089】電極形成後GaN基板のM面(窒化物半導体を六方晶系で近似した場合に六角柱の側面に相当する面)で劈開し、その劈開面にSiO<sub>2</sub>とTiO<sub>2</sub>よりなる誘電体多層膜を形成し、最後にp電極に平行な方向で、バーを切断してレーザ素子とする。このレーザ素子も同様に室温において連続発振を示し、実施例1とほぼ同様の特性を示した。

【0090】[実施例3] 実施例1において、n側バッファ層11成長後、実施例2と同様にしてクラック防止層19を成長させる。次にそのクラック防止層の上に、Siを $1\times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドーパした $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 層単一層のみよりなるn側クラッド層12を $0.4\mu\text{m}$ の

膜厚で成長させる。後は実施例1と同様にして、レーザ素子を作製したところ、同じく室温でレーザ発振を示したが、寿命は実施例1のレーザ素子よりも若干短くなった。

【0091】[実施例4] 実施例1において、p側クラッド層17成長時に、Mgを $1\times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドーパした $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 層単一層を $0.4\mu\text{m}$ の膜厚で成長させる他は、実施例1と同様にして、レーザ素子を作製したところ、同じく室温でレーザ発振を示したが、寿命は実施例1のレーザ素子よりも若干短くなった。

【0092】[実施例5] 実施例1において、n側クラッド層12を超格子構造とせず、Siを $1\times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドーパした $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 層 $0.4\mu\text{m}$ とする。また、p側クラッド層も同様に超格子構造とせず、Mgを $1\times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドーパした $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 層 $0.4\mu\text{m}$ とする。代わりに、n側光ガイド層13をアンドープ $\text{In}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ 層30オングストロームと、Siを $1\times 10^{17}/\text{cm}^3$ ドーパしたGaN層30オングストロームとを積層した総膜厚 $0.12\mu\text{m}$ の超格子構造とし、p側光ガイド層16をアンドープ $\text{In}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ 層30オングストロームと、Mgを $1\times 10^{17}/\text{cm}^3$ ドーパしたGaN層30オングストロームとを積層した総膜厚 $0.12\mu\text{m}$ の超格子構造とする他は実施例1と同様にしてレーザ素子を作製したところ、同じく室温でレーザ発振を示したが、寿命は実施例1のレーザ素子よりも若干短くなった。

【0093】[実施例6] 実施例1において、n側バッファ層11を形成する際、アンドープGaN層を30オングストロームと、Siを $1\times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドーパした $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 層を30オングストロームとを積層した総膜厚 $1.2\mu\text{m}$ の超格子層とする。後は実施例1と同様にして、n側クラッド層12から上の層を成長させ、レーザ素子とする。但しn電極を形成する際、エッチングにより露出させる面は、前述の $1.2\mu\text{m}$ の超格子層の中間とし、その超格子層にn電極を形成する。このレーザ素子も同様に室温において連続発振し、閾値は実施例1のものに比較して若干低下し、寿命は1000時間以上であった。

【0094】[実施例7] 図4は本発明の他の実施例に係るレーザ素子の構造を示す模式的な断面図であり、他の図面と同一符号は同一層を示している。以下、この図を基に実施例7について説明する。

【0095】実施例1と同じく、2インチφ、(0001)C面を主面とするサファイア基板30の上に500℃にて、GaNよりなるバッファ層(図示せず)を200オングストロームの膜厚で成長させた後、温度を1050℃にしてアンドープGaN層31を $5\mu\text{m}$ 膜厚で成長させる。尚、この成長させる膜厚は、 $5\mu\text{m}$ に限定されるものではなく、バッファ層よりも厚い膜厚で成長させて、 $10\mu\text{m}$ 以下の膜厚に調整することが望ましい。

基板はサファイアの他、SiC、ZnO、スピネル、GaAs等窒化物半導体を成長させるために知られている、窒化物半導体と異なる材料よりなる基板を用いることができる。

【0096】次にこのアンドープGaN層31成長後、ウェーハを反応容器から取り出し、このGaN層31の表面に、ストライプ状のフォトリソマスクを形成し、CVD装置によりストライプ幅 $20\mu\text{m}$ 、ストライプ間隔(窓部) $5\mu\text{m}$ の $\text{SiO}_2$ よりなる保護膜32を $0.1\mu\text{m}$ の膜厚で形成する。図4はストライプの長軸方向に垂直な方向で切断した際の部分的なウェーハの構造を示す模式断面図である。保護膜の形状としてはストライプ状、ドット状、基盤目状等のような形状でも良いが、アンドープGaN層31の露出部分、即ち保護膜が形成されていない部分(窓部)よりも保護膜の面積を大きくする方が、結晶欠陥の少ないGaN基板10を成長させやすい。保護膜の材料としては、例えば酸化ケイ素( $\text{SiO}_x$ )、窒化ケイ素( $\text{Si}_x\text{N}_y$ )、酸化チタン( $\text{TiO}_x$ )、酸化ジルコニウム( $\text{ZrO}_x$ )等の酸化物、窒化物、またこれらの多層膜の他、 $1200^\circ\text{C}$ 以上の融点を有する金属等を用いることができる。これらの保護膜材料は、窒化物半導体の成長温度 $600^\circ\text{C}\sim 1100^\circ\text{C}$ の温度にも耐え、その表面に窒化物半導体が成長しないか、成長しにくい性質を有している。

【0097】保護膜32形成後、ウェーハを再度反応容器内にセットし、 $1050^\circ\text{C}$ で、アンドープGaNよりなるGaN基板10となるGaN層を $10\mu\text{m}$ の膜厚に成長させる。成長させるGaN層の好ましい成長膜厚は、先に形成した保護膜32の膜厚、大きさによっても異なるが、保護膜32の表面を覆うように保護膜上部において横方向(厚さ方向に垂直な方向)にも成長するように十分の厚さに成長させる。このように窒化物半導体が成長しにくい性質を有する保護膜32の表面上に、横方向にGaN層を成長させる手法でGaN基板10を成長させると、最初は保護膜32の上にはGaN層が成長せず、窓部のアンドープGaN層31の上にGaN層が選択成長される。続いてGaN層の成長を続けると、GaN層が横方向に成長して、保護膜32の上に覆いかぶさって行き、隣接した窓から成長したGaN層同士でつながって、保護膜32の上にGaN層が成長したかのような状態となる。つまり、GaN層31上に保護膜32を介してGaN層を横方向に成長させる。ここで、重要なことは、サファイヤ基板30の上に成長されているGaN層31の結晶欠陥と、保護膜32の上に成長されているGaN基板10との結晶欠陥の数である。すなわち、異種基板と窒化物半導体との格子定数のミスマッチにより、異種基板の上に成長される窒化物半導体には非常に多くの結晶欠陥が発生し、この結晶欠陥は順次上層に形成される窒化物半導体成長中を、表面まで伝わる。一方、本実施例7のように、保護膜32上に横方向に成

長されたGaN基板10は、異種基板上に直接成長したのではなく、隣接する窓から成長させたGaN層が、保護膜32上に横方向に成長することにより成長中につながったものであるため、結晶欠陥の数は異種基板から直接成長したものに比べて非常に少なくなる。従って、異種基板上に成長された窒化物半導体層の上に、部分的に形成された保護膜を形成して、その保護膜上に横方向に成長されてなるGaN層を基板とすることにより、実施例1のGaN基板に比較して、はるかに結晶欠陥の少ないGaN基板が得られる。実際、アンドープGaN層31の結晶欠陥は $10^{10}/\text{cm}^2$ 以上あるが、この実施例7の方法によるGaN基板10の結晶欠陥は $10^6/\text{cm}^2$ 以下に減少させることができる。

【0098】以上のようにしてGaN基板10を形成した後、該GaN基板上に実施例1と同様にしてSiを $1\times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープしたGaNよりなるn側バッファ層、件コンタクト層11を $5\mu\text{m}$ の膜厚で成長させた後、実施例2と同様にして、Siを $5\times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ よりなるクラック防止層19を $500\text{Å}$ の膜厚で成長させる。尚、クラック防止層19は省略することもできる。

【0099】(中央部が高不純物濃度の超格子構造のn側クラッド層12)次に、 $1050^\circ\text{C}$ で、TMG、アンモニアガスを用い、アンドープGaN層を $20\text{Å}$ の膜厚で成長させることにより、バンドギャップエネルギーの小さい第2の窒化物半導体層を形成する。次に同温度にて、TMAを追加しアンドープ $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を $5\text{Å}$ の膜厚で成長させ、続いてシランガスを追加しSiを $1\times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を $20\text{Å}$ の膜厚で成長させた後、Siを止めてアンドープ $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層をさらに $5\text{Å}$ の膜厚で成長させることにより、バンドギャップエネルギーの大きい厚さ $30\mu\text{m}$ の第1の窒化物半導体層を形成する。以後同様に、第2の窒化物半導体層と第1の窒化物半導体層とを交互に繰り返し形成する。尚、実施例7では、第2の窒化物半導体層と第1の窒化物半導体層とがそれぞれ $120\text{Å}$ になるように積層し、 $0.6\mu\text{m}$ 厚の、超格子構造よりなるn側クラッド層12を形成する。

【0100】次に、実施例1と同様にして、n側光ガイド層13、活性層14、p側キャップ層15、p側光ガイド層16を順に成長させる。

【0101】(中央部が高不純物濃度の超格子構造のp側クラッド層17)次に、 $1050^\circ\text{C}$ で、TMG、アンモニアガスを用い、アンドープGaN層を $20\text{Å}$ の膜厚で成長させることにより、バンドギャップエネルギーの小さい第4の窒化物半導体層を形成する。次に同温度にて、TMAを追加しアンドープ $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を $5\text{Å}$ の膜厚で成長させ、続いて $\text{Cp}_2\text{Mg}$ を追加しMgを $1\times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープしたA



$1_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を20オングストロームの膜厚で成長させた後、 $\text{Cp}_2\text{Mg}$ を止めてアンドープ $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層をさらに5オングストロームの膜厚で成長させることにより、バンドギャップエネルギーの大きい厚さ30 $\mu\text{m}$ の第3の窒化物半導体層を形成する。以後同様にして、第4の窒化物半導体層と第3の窒化物半導体層とを交互に繰り返し形成する。尚、実施例7では、第4の窒化物半導体層と第3の窒化物半導体層とがそれぞれ120層になるように積層し、0.6 $\mu\text{m}$ 厚の、超格子構造よりなるn側クラッド層17を形成する。

【0102】そして最後に、実施例1と同様にしてp側コンタクト層18を成長させた後、ウェーハを反応容器から取り出し、アニーリングを行った後、エッチングを行いp側クラッド層17以上の層をストライプ状のリッジ形状とする。

【0103】次に図4に示すようにリッジに対して、左右対称にエッチングを行い、n電極23を形成すべきn側バッファ層表面を露出させ、n電極23を形成し、一方p側コンタクト層18のリッジ最表面にもp電極21をストライプ状に形成する。後は実施例1と同様にして、レーザ素子を作製したところ、実施例1のものに比較して閾値で、電流密度、電圧でおよそ10%低下し、波長405nmの連続発振寿命は、2000時間以上の寿命を示した。これはGa<sub>0.9</sub>N基板10に結晶欠陥の少ないものを使用したことによる、窒化物半導体の結晶性の向上によるものが多大である。なお図4において、Ga<sub>0.9</sub>N基板10を例えば80 $\mu\text{m}$ 以上の膜厚で成長させた場合には、異種基板30～保護膜32は除去することも可能である。

【0104】[実施例8] 実施例7において、n側クラッド層12を成長させる際、中央部を高不純物濃度とせず、通常のアンドープGa<sub>0.9</sub>N層を20オングストロームと、Siを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を20オングストロームとを積層し、総膜厚0.6 $\mu\text{m}$ の超格子構造とする。

【0105】一方、p側クラッド層17を成長させる際も、中央部を高不純物濃度とせず、アンドープGa<sub>0.9</sub>N層を20オングストロームと、Mgを $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を20オングストロームとを積層し、総膜厚0.6 $\mu\text{m}$ の超格子構造とする他は実施例7と同様にしてレーザ素子を作製したところ、実施例7のものに比較して、若干閾値は低下したが、寿命はほぼ同じ2000時間以上を示した。

【0106】[実施例9] 実施例7において、n側クラッド層12を成長させる際、Siを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープしたGa<sub>0.9</sub>N層を25オングストロームと、アンドープ $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を25オングストロームとを交互に積層し、総膜厚0.6 $\mu\text{m}$ の超格子構造とする。一方、p側クラッド層17を成長させる際も、Mgを $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープしたGa<sub>0.9</sub>N層を25オングストロームと、

ムと、アンドープ $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を25オングストロームとを交互に積層し、総膜厚0.6 $\mu\text{m}$ の超格子構造とする他は実施例7と同様にしてレーザ素子を作製したところ、実施例7のものとはほぼ同等の特性、寿命を有するレーザ素子が得られた。

【0107】[実施例10] 実施例7において、n側クラッド層12を成長させる際、Siを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープしたGa<sub>0.9</sub>N層を25オングストロームと、Siを $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を25オングストロームとを交互に積層し、総膜厚0.6 $\mu\text{m}$ の超格子構造とする。一方、p側クラッド層17を成長させる際も、Mgを $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープしたGa<sub>0.9</sub>N層を25オングストロームと、Mgを $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を25オングストロームとを交互に積層し、総膜厚0.6 $\mu\text{m}$ の超格子構造とする他は実施例7と同様にしてレーザ素子を作製したところ、実施例7のものとはほぼ同等の特性、寿命を有するレーザ素子が得られた。

【0108】[実施例11] 実施例7において、n側クラッド層を超格子構造とせずに、Siを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を0.6 $\mu\text{m}$ の膜厚で成長させる。一方、p側クラッド層17を成長させる際は、Mgを $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープしたGa<sub>0.9</sub>N層を25オングストロームと、 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を25オングストロームとを交互に積層し、総膜厚0.6 $\mu\text{m}$ の超格子構造とする他は実施例7と同様にしてレーザ素子を作製したところ、実施例7に比較して閾値は若干上昇したが同じく1000時間以上の寿命を示した。

【0109】[実施例12] 実施例7において、n側クラッド層、及びp側クラッド層の超格子における不純物濃度を通常の変調ドープ（中央部が高濃度ではなく、層内はほぼ均一）とし、n側バッファ層11を成長させる際に、Siを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 層50オングストロームと、アンドープGa<sub>0.9</sub>N層50オングストロームとを交互に成長させ、総膜厚2 $\mu\text{m}$ の超格子層とする他は実施例7と同様にしてレーザ素子を作製したところ、実施例7のものに比較して、閾値が若干低下し、寿命は3000時間以上を示した。

【0110】[実施例13] 実施例7において、n側クラッド層12をアンドープGa<sub>0.9</sub>N層20オングストロームと、Siを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層20オングストロームとを積層した総膜厚0.6 $\mu\text{m}$ の超格子構造とする。次のn側光ガイド層13をSiを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープしたGa<sub>0.9</sub>N層25オングストロームと、アンドープ $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 層25オングストロームとを交互に成長させ、総膜厚0.1 $\mu\text{m}$ の超格子構造とする。

【0111】一方、p側光ガイド層も、Mgを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープしたGa<sub>0.9</sub>N層25オングストロームと、

アンドープ $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 層25オングストロームとを交互に成長させ、総膜厚 $0.1\mu\text{m}$ の超格子構造とする。次に、p側クラッド層17をアンドープ $\text{Ga}\text{N}$ 層20オングストロームと、 $\text{Mg}$ を $1\times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を20オングストロームとを交互に積層した、総膜厚 $0.6\mu\text{m}$ の超格子構造とする。他は、同様にしてレーザ素子を作製したところ、実施例7のものに比較して、若干閾値は低下し、寿命は300時間以上を示した。

【0112】[実施例14] 実施例14は、実施例7と同様、 $\text{Ga}\text{N}$ 基板10を用いて構成したレーザ素子である。すなわち、実施例14のレーザ素子は、実施例7と同様に構成された $\text{Ga}\text{N}$ 基板10上に以下の各半導体層が形成されて構成される。まず、その $\text{Ga}\text{N}$ 基板10の上に $\text{Si}$ を $1\times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以上ドープしたn型 $\text{Ga}\text{N}$ よりなるn側コンタクト層(n側の第2の窒化物半導体層)を $2\mu\text{m}$ の膜厚で成長させる。なお、この層をアンドープの $\text{Ga}\text{N}$ と、 $\text{Si}$ をドープした $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  ( $0 < x \leq 0.4$ ) からなる超格子層としても良い。

【0113】次に、n側コンタクト層を成長させた後、温度を $800^\circ\text{C}$ にして、窒素雰囲気中、 $\text{TMG}$ 、 $\text{TM}$ 、 $\text{I}$ 、アンモニア、シランガスで、 $\text{Si}$ を $5\times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ よりなるクラック防止層を500オングストロームの膜厚で成長させる。このクラック防止層は $\text{In}$ を含むn型の窒化物半導体、好ましくは $\text{InGa}\text{N}$ で成長させることにより、後に成長させる $\text{Al}$ を含む窒化物半導体層中にクラックが入るのを防止することができる。なおこのクラック防止層は100オングストローム以上、 $0.5\mu\text{m}$ 以下の膜厚で成長させることが好ましい。100オングストロームよりも薄いと前記のようにクラック防止として作用しにくく、 $0.5\mu\text{m}$ よりも厚いと、結晶自体が黒変する傾向にある。

【0114】続いて、 $1050^\circ\text{C}$ で $\text{TMA}$ 、 $\text{TMG}$ 、アンモニア、シランガスを用い、 $\text{Si}$ を $1\times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープしたn型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなる層を40オングストロームと、アンドープの $\text{Ga}\text{N}$ 層を40オングストロームの膜厚で成長させ、これらの層を交互に、それぞれ100層ずつ積層した、総膜厚 $0.8\mu\text{m}$ の超格子よりなるn側クラッド層を成長させる。

【0115】続いて、アンドープ $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ よりなるn側光ガイド層を $0.1\mu\text{m}$ の膜厚で成長させる。この層には活性層の光を導波する光ガイド層として作用し、アンドープの他、n型不純物をドープしても良い。またこの層を $\text{Ga}\text{N}$ と $\text{AlGa}\text{N}$ からなる超格子層とすることもできる。

【0116】次に、アンドープ $\text{In}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ よりなる活性層を400オングストロームの膜厚で成長させる。

【0117】次に、後で形成するp側光ガイド層よりも

バンドキャップエネルギーが大きい $\text{Mg}$ を $1\times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープしたp型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなるp側キャップ層を300オングストロームの膜厚で成長させる。

【0118】次に、バンドキャップエネルギーがp側キャップ層よりも小さい、 $\text{Al}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ よりなるp側光ガイド層を $0.1\mu\text{m}$ の膜厚で成長させる。この層は、活性層の光ガイド層として作用する。なお、このp側光ガイド層をアンドープの窒化物半導体よりなる超格子層とすることもできる。超格子層とする場合にはバンドキャップエネルギーの大きな方の層(障壁層)のバンドキャップエネルギーは活性層より大きく、p側クラッド層よりも小さくする。

【0119】続いて $\text{Mg}$ を $1\times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープしたp型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 層を40オングストロームと、アンドープ $\text{Ga}\text{N}$ を40オングストロームとを交互に積層成長した総膜厚 $0.8\mu\text{m}$ の超格子層構造よりなるp側クラッド層を成長させる。

【0120】最後に、p側クラッド層の上に、 $\text{Mg}$ を $1\times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープしたp型 $\text{Ga}\text{N}$ よりなるp側コンタクト層を150オングストロームの膜厚で成長させる。特にレーザ素子の場合、 $\text{AlGa}\text{N}$ を含む超格子構造のp側クラッド層に接して、バンドキャップエネルギーの小さい窒化物半導体をp側コンタクト層として、その膜厚を500オングストローム以下と薄くしているために、実質的にp側コンタクト層のキャリア濃度が高くなりp電極と好ましいオーミックが得られて、素子の閾値電流、電圧が低下する傾向にある。

【0121】以上のようにして窒化物半導体を成長させたウェーハを所定の温度でアニーリングを行いp型不純物をドープした層をさらに低抵抗化させた後、ウェーハを反応容器から取り出し、 $\text{RIE}$ 装置により最上層のp側コンタクト層と、p側クラッド層とをエッチングして、 $4\mu\text{m}$ のストライプ幅を有するリッジ形状とする。このように、活性層よりも上部にある層をストライプ状のリッジ形状とすることにより、活性層の発光がストライプリッジの下に集中するようになって閾値が低下し、特に超格子層よりなるp側クラッド層以上の層をリッジ形状とすることが好ましい。

【0122】次にリッジ表面にマスクを形成し、 $\text{RIE}$ にてエッチングを行い、n側コンタクト層の表面を露出させ、 $\text{Ti}$ と $\text{Al}$ よりなるn電極をストライプ状に形成する。一方p側コンタクト層のリッジ最表面には $\text{Ni}$ と $\text{Au}$ よりなるp電極をストライプ状に形成する。p型 $\text{Ga}\text{N}$ 層と好ましいオーミックが得られる電極材料としては、例えば $\text{Ni}$ 、 $\text{Pt}$ 、 $\text{Pd}$ 、 $\text{Ni}/\text{Au}$ 、 $\text{Pt}/\text{Au}$ 、 $\text{Pd}/\text{Au}$ 等を挙げることができる。n型 $\text{Ga}\text{N}$ と好ましいオーミックが得られる電極材料としては $\text{Al}$ 、 $\text{Ti}$ 、 $\text{W}$ 、 $\text{Cu}$ 、 $\text{Zn}$ 、 $\text{Sn}$ 、 $\text{In}$ 等の金属若しくは合金等を挙げることができる。

【0123】次に、p電極と、n電極との間に露出した窒化物半導体層の表面に $\text{SiO}_2$ よりなる絶縁膜を形成し、この絶縁膜を介してp電極と電気的に接続したpパッド電極を形成する。このpパッド電極は実質的なp電極の表面積を広げて、p電極側をワイヤーボンディング、ダイボンディングできるようにしている。

【0124】以上のようにして、n電極とp電極とを形成したウェーハを研磨装置に移送し、ダイヤモンド研磨剤を用いて、窒化物半導体を形成していない側のサファイア基板をラッピングし、サファイア基板の厚さを $70\mu\text{m}$ とする。ラッピング後、さらに細かい研磨剤で $1\mu\text{m}$ ポリシングして基板表面を鏡面状とし、 $\text{Au}/\text{Sn}$ で全面をメタライズする。

【0125】その後、 $\text{Au}/\text{Sn}$ 側をスクライブして、ストライプ状の電極に垂直な方向でバー状に劈開し、劈開面に共振器を作製する、共振器面に $\text{SiO}_2$ と $\text{TiO}_2$ よりなる誘電体多層膜を形成し、最後にp電極に平行な方向で、バーを切断してレーザチップとする。次にチップをフェースアップ（基板とヒートシンクとが対向した状態）でヒートシンクに設置し、それぞれの電極をワイヤーボンディングして、室温でレーザ発振を試みたところ、室温において、閾値電流密度 $2.0\text{ kA}/\text{cm}^2$ 、閾値電圧 $4.0\text{ V}$ で、発振波長 $368\text{ nm}$ の連続発振が確認され、 $1000$ 時間以上の寿命を示した。

【0126】

【発明の効果】以上説明したように、本発明では不純物に変調ドーパされた超格子層よりなるクラッド層を有しているために、閾値電圧が低下して、長時間連続発振できるレーザ素子を実現することができる。またこのレーザ素子は特性温度の高い良好なレーザ素子を実現できる。特性温度とは、温度変化による閾値電流密度で $\exp(T/T_0)$ に比例する $\{T: \text{動作温度 (K)}, T_0: \text{特性温度 (K)}\}$ 。  $T_0$ が大きいほどLDは、高温でも閾

値電流密度が低く安定に動作することを示している。例えば本発明の実施例1のレーザ素子では、 $T_0$ が $150\text{ K}$ 以上ある。この値はLDの温度特性が非常に優れていることを示している。このため本発明のレーザ素子を書き込み光源、読みとり光源として用いることにより、従来にはない容量が達成でき、その産業上の利用価値は非常に大きい。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明に係る一実施形成のレーザ素子の構造を示す模式断面図。

【図2】 図1のレーザ素子の斜視図。

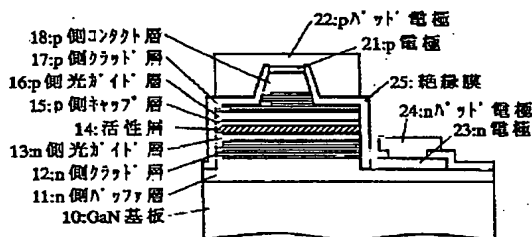
【図3】 本発明に係る実施例2のレーザ素子の構造を示す模式断面図。

【図4】 本発明に係る実施例7のレーザ素子の構造を示す模式断面図。

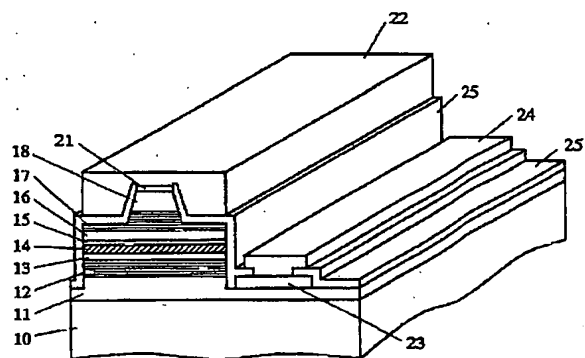
【符号の説明】

- 10・・・GaN基板、
- 11・・・n側バッファ層、
- 12・・・超格子構造のn側クラッド層、
- 13・・・n側ガイド層、
- 14・・・活性層、
- 15・・・p側キャップ層、
- 16・・・p側ガイド層、
- 17・・・超格子構造のp側クラッド層、
- 18・・・p側コンタクト層、
- 19・・・クラック防止層、
- 20・・・n側キャップ層、
- 21・・・p電極、
- 22・・・pパッド電極、
- 23・・・n電極、
- 24・・・nパッド電極、
- 25・・・絶縁膜。

【図1】



【図2】



【図4】

